

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ, МОЛОДЕЖИ И СПОРТА УКРАИНЫ
ХАРЬКОВСКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
ИМЕНИ В. Н. КАРАЗИНА

Кириченко В. Г., Коваленко О. В.

ЭЛЕМЕНТАРНОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ
СТАЛЕЙ

Учебное пособие для студентов старших курсов.

Харьков – 2012

УДК 539.143.49

ББК 22.383

К-21

Рецензенты:

доктор физико-математических наук, профессор/ННЦ «ХФТИ» **Стоев П.;**

доктор физико-математических наук, профессор/ННЦ «ХФТИ» **Пархоменко А.**

Кириченко В. Г., Коваленко О. В.

ЭЛЕМЕНТАРНОЕ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ СТАЛЕЙ

Пособие посвящено краткому изложению основ металловедения и применения сталей различного типа.

Учебное пособие. – Х.: ХНУ имени В. Н. Каразина, 2012. – 97 с.

Для студентов старших курсов.

Ил. 44. Библиогр.; 9 назв.

УДК 539.143.49:

ББК 22.383

© Харьковский национальный университет

имени В. Н. Каразина,

© **Кириченко В. Г., Коваленко О. В.**

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1. МЕТАЛЛЫ: ОСНОВНЫЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ	5
1.1. Аллотропия	7
1.2. Анизотропия	8
1.3. Дислокации	9
1.4. Кристаллизация	11
1.5. Строение и дефекты кристаллического слитка	12
1.6. Механические свойства и рекристаллизация	16
2. СТРУКТУРА СПЛАВОВ	21
2.1. Твердые растворы, эвтектики, химические соединения	20
2.2. Диаграммы состояния	21
3. СТРУКТУРА СТАЛЕЙ	33
3.1. Сплавы железо - углерод	33
3.2. Термическая обработка стали	37
3.3. Химико-термическая обработка	60
4. ОСНОВЫ ПРИМЕНЕНИЯ СТАЛЕЙ	67
4.1. Классификация сталей	68
4.2. Углеродистые стали	73
4.3. Инструментальные стали	77
4.4. Конструкционные легированные стали и стали с особыми свойствами	83
4.5. Чугуны	91
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	96
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	97

ВВЕДЕНИЕ

Конструкционные и функциональные материалы – ядерные топливные и конструкционные материалы, сверхпроводники, магниты, композиты и многие другие – определяют конкурентоспособность атомной отрасли страны. В атомной энергетике существует проблема конструкционных материалов для ядерных энергетических установок. Нужно отметить важность совершенствования системы измерений всех параметров ядерных и конструкционных материалов. Необходимо разрабатывать экспрессные методы анализа новых материалов, аналитические системы контроля технологических цепочек, в конечном итоге – автоматизированные системы управления качеством в технологических процессах. Среди экспериментальных методов анализа материалов не потеряла своей значимости физическая и структурная металлография металлов, сплавов и сталей.

Металловедение – обобщающий раздел науки о металлах и сплавах, изучающий макро- и микроструктуры металлов и сплавов, физические и механические свойства, магнитные и диффузионные характеристики, фазовые превращения и многие другие характеристики. Многие проблемы металловедения освещены в монографиях, учебниках, например в [1–9]. Стали – это металлические сплавы на основе железа. В углеродистых и низколегированных сталях, максимальное содержание углерода до 2,14%; в высоколегированной стали приблизительно до 2,5%. Высоколегированные стали обычно содержат более 5% металлических легирующих элементов.

В данном кратком тексте приведены хорошо известные, не претендующие на оригинальность, сведения, касающиеся металлов, сплавов и сталей в элементарном изложении для первоначального ознакомления студентов с основами металловедения сталей.

1. МЕТАЛЛЫ: ОСНОВНЫЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ

Металлы – это твердые тела, характеризующиеся значительным числом электронов проводимости. В металлах порядка 10^{22} – 10^{23} электронов проводимости в 1 см^3 , (их плотность изменяется от $0,91 \cdot 10^{22}$ для цезия до $24,7 \cdot 10^{22}$ для бериллия). К металлам относятся непрозрачные блестящие конденсированные вещества, которые являются хорошими проводниками тепла и электричества и характеризуются высоким коэффициентом отражения света. Большинство металлов ковкие и пластичны и отличаются большей плотностью, чем другие элементарные вещества. Металлы отличаются от неметаллов типом межатомной связи, наличием электронов проводимости, которые способны к переносу электрических зарядов и уменьшению электрической проводимости с увеличением температуры. Атомы в металлах, как и в других твердых телах, состоят из нейтрального или положительно заряженного ядра (иона) и окружающих ядро отрицательно заряженных электронов. В ядре находятся нейтроны и положительно заряженные частицы – протоны, количество которых равно количеству электронов. Атом, отдавая часть электронов (валентные электроны) в зону проводимости становятся ионными остовами. В рамках модели свободных электронов электроны непрерывно перемещаются между ионами и не взаимодействуют с ионами. Высокая электропроводность и теплопроводность металлов объясняются высокой подвижностью электронов. При нормальных условиях получения и формирования металлы и сплавы являются кристаллическими телами. С другой стороны, вещества, состоящие из атомов, расположенных в беспорядке, являются аморфными телами. К ним относятся аморфные сплавы, стекла, смолы. Атомы или ионы составляют трехмерно-периодическую кристаллическую решетку.

В двумерных идеальных кристаллах атомы периодическим образом расположены в кристаллографических плоскостях, формируя пять типов решеток Браве. В трехмерном пространстве многократное повторение кристаллографических плоскостей, расположенных параллельно, создает пространственную кристаллическую решетку, в узлах которой расположены атомы или ионы, с

формированием четырнадцати решеток Браве. Расположение атомов в кристаллической решетке представляется в виде многообразия кристаллических ячеек, образующих кристаллические структуры. Металлы имеют преимущественно три типа структур: объемноцентрированную кубическую (ОЦК), гранецентрированную кубическую (ГЦК) и гексагональную плотноупакованную (ГПУ, не являющуюся решеткой Браве) (рис. 1).

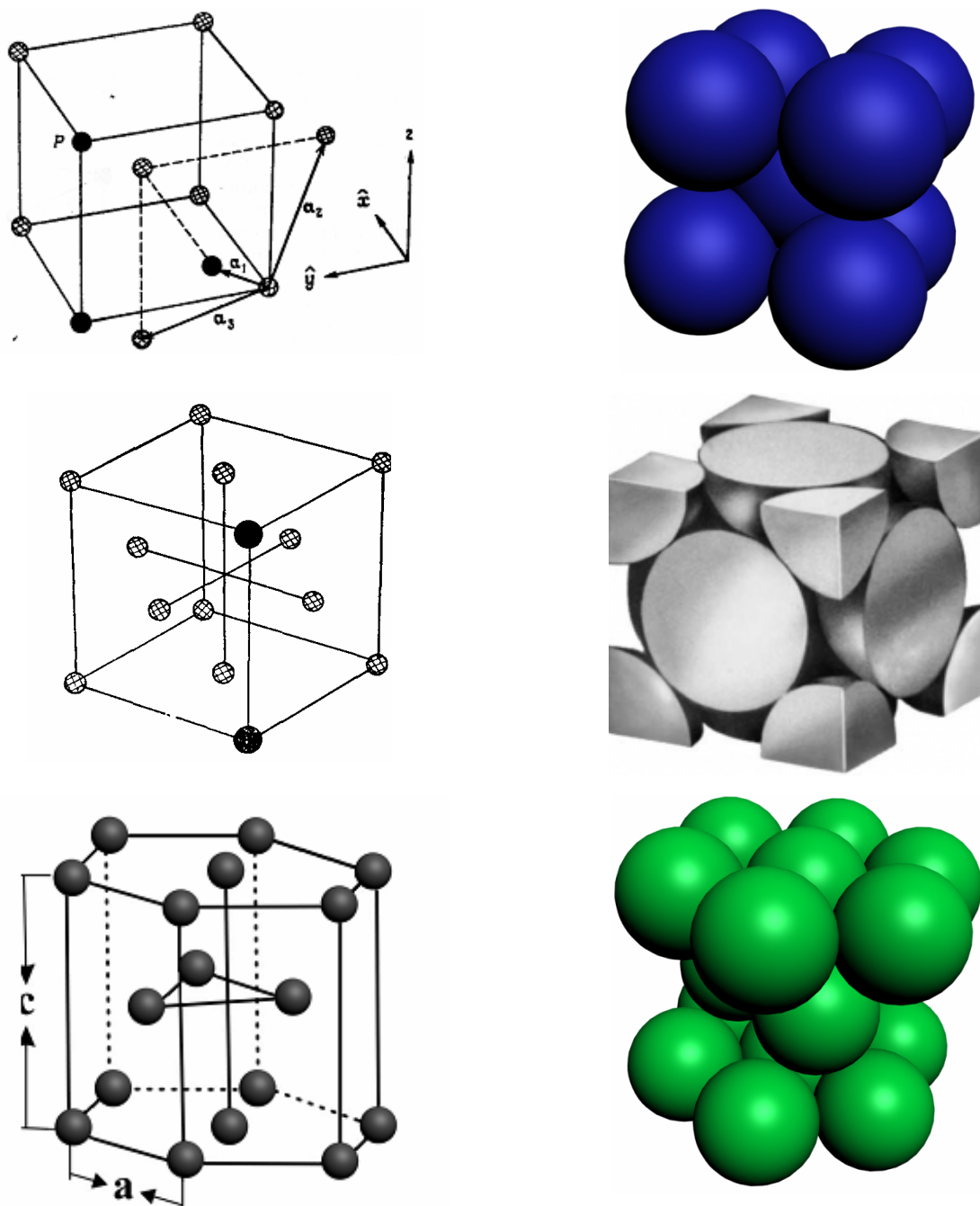


Рис. 1. Типы кристаллических решеток: а – объемноцентрированная кубическая; б – гранецентрированная кубическая; в – гексагональная плотноупакованная

Кристаллические решетки имеют линейные пространственные размеры, которые называются параметрами решетки. Простая кубическая, ОЦК и ГЦК решетки имеют один параметр – длину ребра куба a (рис. 1, а, б), гексагональная плотноупакованная – a и c (рис. 1, в). Параметры решетки a измеряются в ангстремах ($1\text{Å} = 1\cdot 10^{-8}\text{ см} = 10^{-10}\text{ м}$) или нанометрах ($1\text{нм} = 10^{-9}\text{ м}$), т.е. $1\text{нм}=10\text{ Å}$. Расстояние между двумя соседними атомами в металлах приблизительно равно $2 - 7\text{ Å}$.

Структура кристаллической решетки характеризуется также координационным числом. Это число ближайших атомов, равноудаленных от выбранного атома. Атомы в кристаллической решетке связаны между собой межатомными связями. В металлах реализуется металлическая связь. Атомы, находящиеся в узлах решетки, легко отдают свои внешние (валентные) электроны и превращаются в положительно заряженные ионы (ионные остовы). Электроны легко перемещаются к положительно заряженным ионам, вследствие этого происходит непрерывное взаимодействие ионов с электронами. Ионы колеблются вокруг некоторой средней точки, могут меняться местами и попадать в промежутки между атомами – междоузлия. Колебательное движение атомов зависит от температуры: чем выше температура, тем больше амплитуда колебаний атома, и тем большее число фононов возбуждается в кристалле.

В твердом и жидком металле всегда существует равновесие между электронами и ионами, при этом некоторое число электронов являются свободными, концентрация которых определяет теплопроводность и электропроводность металла. Равновесие между ионами и электронами определяет стабильность кристаллической решетки. При температуре плавления металл еще имеет кристаллическое строение, а при повышении температуры межатомные связи постепенно ослабляются, амплитуда колебания атомов увеличивается, и атомы мигрируют из узлов. Чем выше температура, тем больше образуется в узлах кристаллической решетки свободных мест – вакансий, их концентрация при предплавительных температурах достигает 10^{-4} .

При переходе в расплавленное состояние упорядоченное размещение атомов в узлах решетки нарушается. Решетка нарушается, смещения атомов сохраняются, при этом центры узлов смещаются, но почти сохраняется правильность локального расположения ближайших соседей выбранного атома. Таким образом, нарушение упорядоченного кристаллического строения при повышении температуры является сущностью процесса плавления и характеризуется температурой плавления металлов

1.1. Аллотропия

Металл при различных температурах может иметь различные кристаллические решетки. Это свойство металлов называется аллотропией или полиморфизмом. Аллотропические формы кристаллов обозначаются как: α , β , γ , δ , и т.д., причем обозначение « α » присваивается низкотемпературной фазе кристалла. Например, железо имеет четыре модификации, из них три аллотропических. Так, α -фаза существует в интервале температур до 910°C ; немагнитная модификация железа в интервале температур от 768 до 910°C называется β -фазой; γ -фаза существует в интервале температур $910 - 1400^\circ\text{C}$; δ -фаза существует в интервале температур $1400 - 1536^\circ\text{C}$, причем, α -фаза, β -фаза и δ -фаза имеют ОЦК - решетку, γ -железо – гранецентрированную решетку (рис. 2).

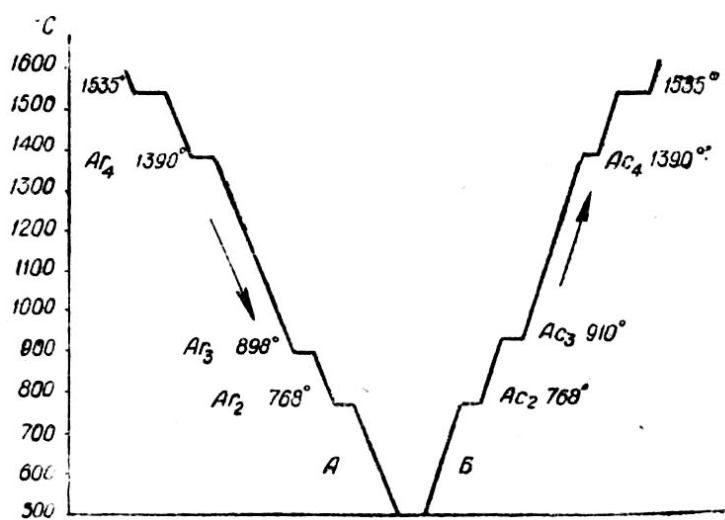


Рис. 2. Аллотропические формы железа – кривая критических точек

Температура, при которой происходит переход из одной модификации в другую, называется температурой аллотропического (полиморфного) превращения.

1.2. Анизотропия

Свойства реальных кристаллов, образовавшихся при застывании металлов или сплавов, в различных кристаллографических направлениях различаются. Это явление называется кристаллической анизотропией. Аморфные тела изотропны, их свойства одинаковы в различных кристаллографических направлениях. Реальные кристаллы имеют дефекты или кристаллические несовершенства, которые подразделяются на точечные, линейные и двумерные и объемные. К точечным дефектам относятся:

- вакансии – незанятые атомами узлы решетки;
- межузельные атомы – смещенные в положения между узлами атомы в кристаллической решетке;
- примесные атомы типа замещения или внедрения.

К линейным дефектам относятся дислокации, цепочки вакансий, дисклинации. Очень важен анализ двумерных дефектов, к которым относятся поверхность кристалла, дефекты упаковки - ошибки в порядке чередования плотноупакованных плоскостей кристалла, двойники, области с закономерно измененной ориентацией кристаллической структуры, межзёренные границы - поверхности раздела между различно ориентированными областями (зернами) поликристалла, границы раздела между разными фазами. К объемным дефектам относятся вакансионные поры, газонаполненные поры, частицы выделений вторых фаз, кластеры и другие трехмерные формирования.

Дефекты искажают решетку. Вследствие теплового движения атомов в решетке могут образоваться скопления вакансий, промежуточных атомов, примесей, что вызывает локальное изменение энергии тепловых колебаний и размещения атомов, или температурные и концентрационные флуктуации. Энергия, необходимая для смещения атомов, примесей и образования вакансий,

называется энергией активации, а переход атомов из одного узла в другой называется элементарным актом самодиффузии.

1.3. Дислокации

Дислокации в кристаллах (от лат. *dislocatio* - смещение, перемещение) - дефекты кристаллической решётки, искажающие правильное расположение атомных (кристаллографических) плоскостей. Дислокации образуются следующим образом (рис. 3). Под действием механического напряжения сдвига в металле происходит смещение атомов, при этом линия границы между сдвинутым участком и неизменной областью является возникшим несовершенством кристалла и называется дислокацией.

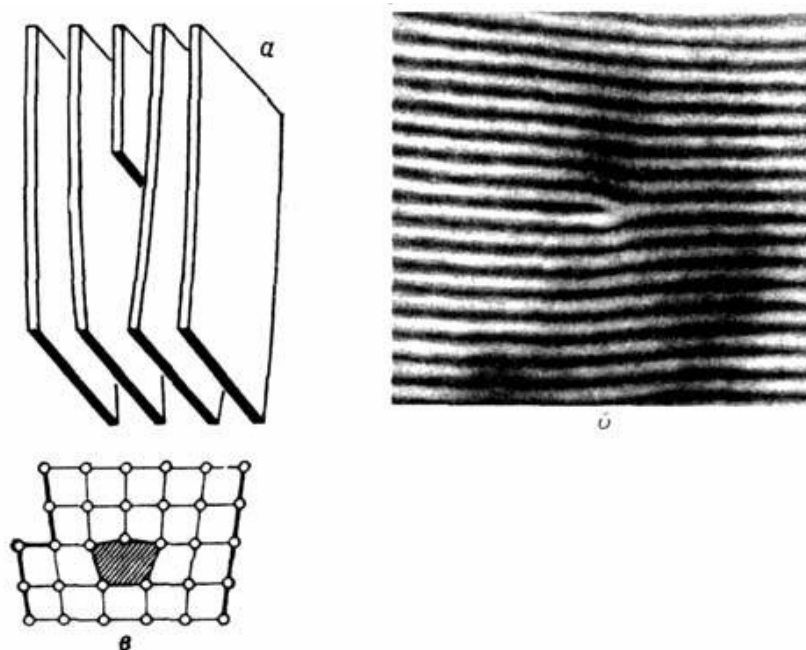


Рис. 3. Краевая дислокация: а – обрыв атомной плоскости; б – электронно-микроскопическое изображение дислокации в кристалле; в – схема расположения атомов в ядре дислокации

Величина искажения решетки описывается вектором Бюргерса, который характеризует направление и расстояние, на которое атомы смещенного участка сместились по отношению к атомам несмещенной области. Другими словами вектор Бюргерса описывается векторной разностью контуров обхода линии дислокации и недеформированного участка кристалла. Дислокации бывают краевые (линейные), винтовые и смешанные. Краевая дислокация образуется в случае сдвига части кристалла на межатомное расстояние,

охватывающее не всю плоскость скольжения, а только часть ее. Граница зоны сдвига является краевой дислокацией. Винтовая дислокация образуется при параллельном сдвиге. Смешанная дислокация состоит из краевых и винтовых дислокаций (рис. 4). Дислокации наблюдаются с помощью электронной микроскопии, и могут быть выявлены путем травления. При травлении на поверхности шлифа дислокации обнаруживаются в виде, например ямок травления, наблюдаемых под микроскопом. Границы зерен поликристаллов обладают большим количеством дефектов. Зерна поликристаллов, так же как и границы, неоднородны и состоят из отдельных блоков, составляющих мозаичную структуру. Границы блоков мозаики являются скоплением дислокаций.

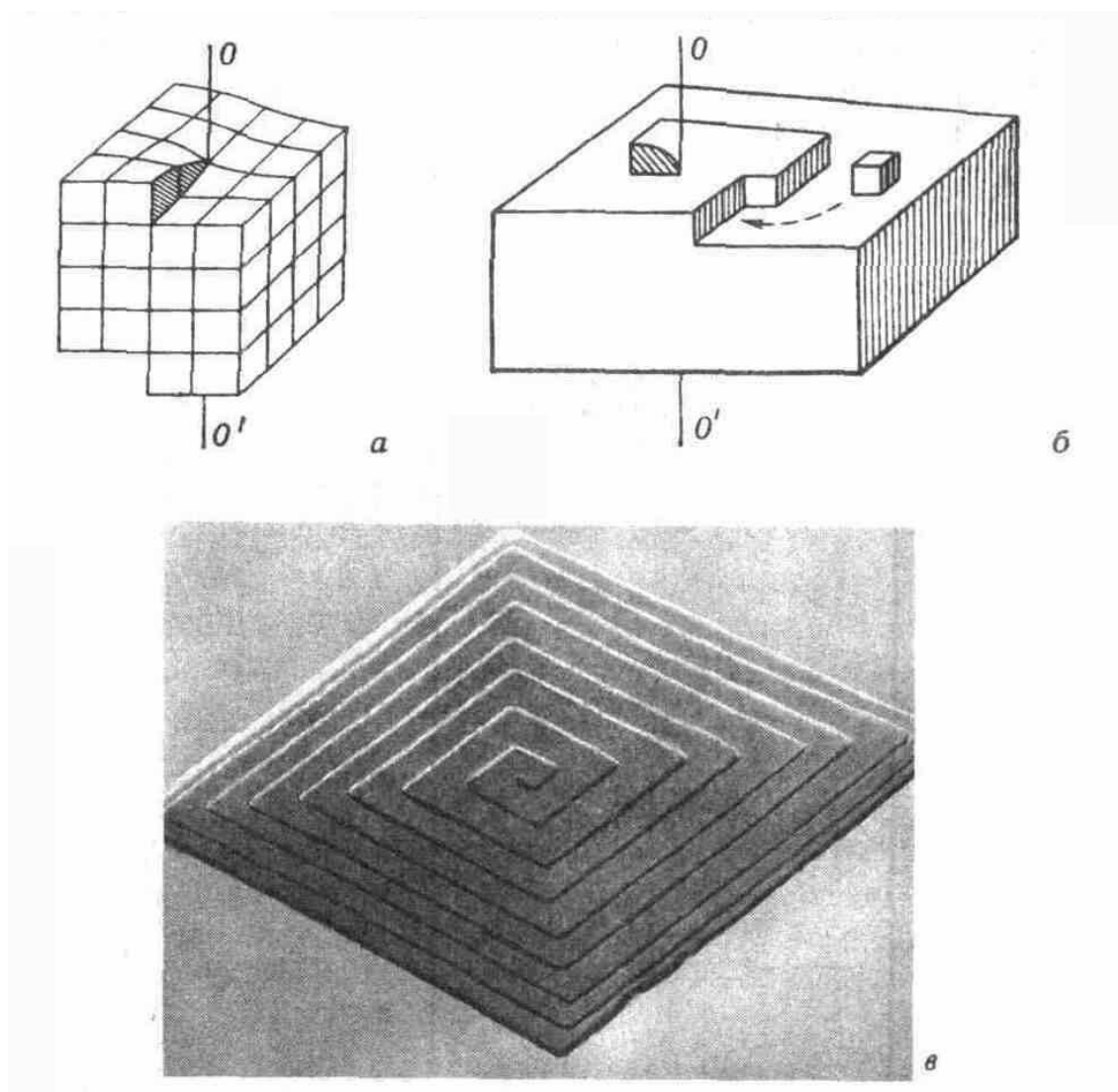


Рис. 4. Винтовая дислокация, а – схема расположения атомов (кубик) в кристалле с дислокацией; б – поверхность кристалла с выходом винтовой дислокации; в – спираль роста в кристалле парафина, возникшая на выходе винтовой дислокации

Объединение блоков создает кристаллические фрагменты. Измельчение зерен на фрагменты называется фрагментацией или полигонизацией. Блоки можно наблюдать с помощью электронной микроскопии, фрагменты – оптической микроскопии. Структурная совокупность зерен, дефектов, границ зерен и фаз в реальном поликристалле, формирует субструктуру металлов или сплавов.

1.4. Кристаллизация

При переходе металла из жидкого в твердое состояние образуются кристалл или кристаллиты. Этот процесс называется кристаллизацией. Кристаллизация может происходить также и в твердом состоянии – это перекристаллизация.

Кристаллизация включает два процесса. Первый – это зарождение микроскопических кристаллов – зародышей или центров кристаллизации. Второй процесс – это рост кристаллитов вокруг центров кристаллизации. Причиной кристаллизации является неоднородность температуры и химического состава в остывающем металле. Это создает возможность объединения атомов, которые мигрируют в жидком металле благодаря большому количеству вакансий. Группировки атомов приводят к самопроизвольному зарождению центров кристаллизации. Центрами кристаллизации могут служить также всевозможные загрязнения металла, неметаллические включения и неровности стенок формы.

При понижении температуры растет число центров кристаллизации с одновременным ростом кристаллов. К увеличению числа центров кристаллизации приводит модифицирование сплавов, т.е. введение химических элементов и различных материалов, создающих дополнительные центры кристаллизации. Так, например, чугун модифицируют кремнием и редкоземельными металлами, сталь – титаном. В процессе кристаллизации, пока кристалл окружен жидким металлом, он имеет правильную форму, но при росте кристаллы взаимодействуют друг с другом, и их правильная форма

нарушается. Кристаллы неправильной формы и называются кристаллитами или зернами.

На шлифе металла под микроскопом наблюдается большое количество зерен. Такое строение металла называется поликристаллическим (рис. 5). Часто в изломе металла видны весьма крупные зерна. Вид такого излома подобен излому минералов (рис. 6).

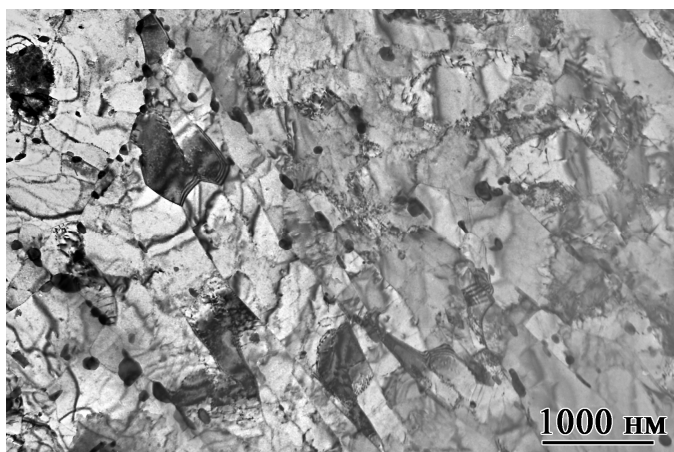


Рис. 5. Поликристаллическое строение металла сталь EP-823 HT: 1050C/1 h + 7200C/1 h

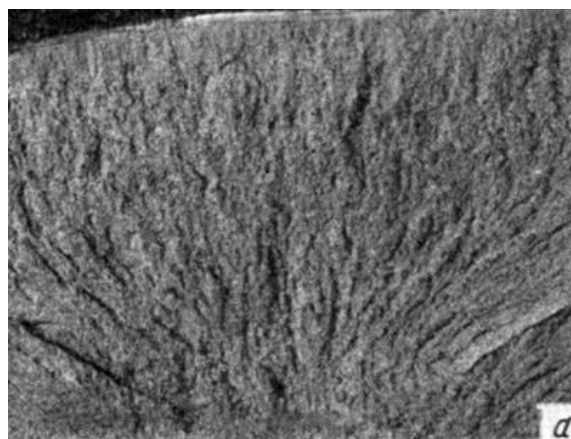


Рис. 6. Макроскопический излом стали 38ХНЗМВ с нечеткими признаками кристаллического строения

1.5. Строение и дефекты кристаллического слитка

При заливке металла в форму или изложницу начинается кристаллизация слитка. Сначала на стенках формы образуется мелкозернистая корка, затем фронт кристаллизации распространяется к средней части слитка – образуются столбчатые кристаллиты, а в центре слитка – равноосные. Кристаллиты формируются в направлении отвода тепла: сначала ствол, затем на нем появляются ветви, из которых вырастают ответвления. В результате в слитке и в литых деталях образуются древовидные кристаллиты – дендриты (рис. 7).

Дендриты не имеют симметричной формы, поскольку скорость образования ответвлений неодинакова вследствие неодинакового отвода тепла. Неоднородность строения слитка получается потому, что металл, находящийся между образовавшимися дендритами, застывает позднее, и состав его иной, чем дендритов. В процессе кристаллизации могут образоваться пустоты. При выделении газов могут образовываться пузыри. Неравномерное распределение

элементов при застывании металла вызывает местную неоднородность, которая называется ликвацией. На рис. 8 изображен так называемый ликвационный квадрат, образовавшийся при прокате из сильно загрязненного слитка.



Рис. 7. Дендритная структура

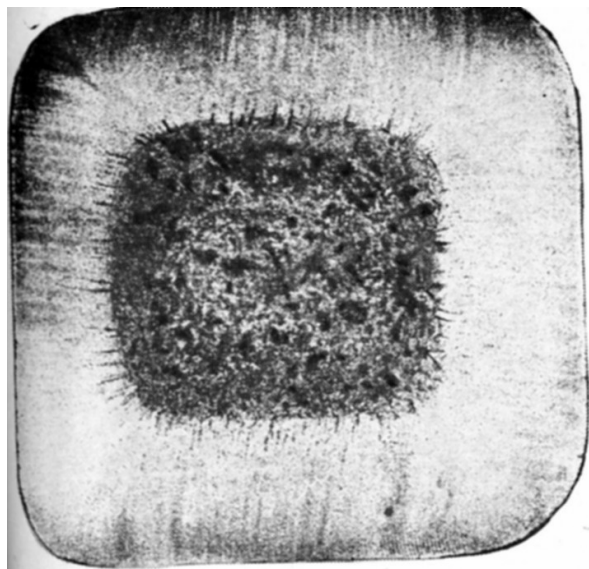


Рис. 8. Ликвационный квадрат

Контроль макроструктуры состоит в определении строения металла невооруженным глазом или с помощью лупы при увеличениях до 30 раз (преимущественно в 2,5 и 4 раза) на специально подготовленном и протравленном поперечном или продольном макротемплете или изломе.

Оценка макроструктуры основана на различной травимости бездефектного металла и его участков с дефектами (неоднородность, пористость, шлаковые включения и др.). Методику контроля макроструктуры во многих случаях увязывают с видом металлопродукции и технологией производства. Макротемплеты травят в горячих и холодных растворах.

При горячем травлении раствор подогревают паром до температуры около 90 °С, время травления подбирают для отдельных групп сталей и сплавов опытным путем. Травление при 20 °С проводят в специальных ваннах из винипласта или свинца. После травления в любом реактиве образцы тщательно промывают в проточной воде и сушат сухим воздухом. Степень развития

дефекта определяют по соответствующим типу дефекта шлакам, при наличии нескольких дефектов каждый из них оценивается отдельно.

Основными дефектами макроструктуры, являются: усадка; центральная пористость; ликвация точечная, пятнистая общая и краевая, подусадочная, ликвационный квадрат, подкорковые пузыри; межкристаллитные трещины; послойная кристаллизация. Процесс застывания металла имеет большое значение при производстве технических сплавов. В процессе кристаллизации объем металла в изложнице уменьшается, что приводит к образованию усадочных раковин.

Дефекты излома следующие: грубые раскатанные поры и газовые пузыри; грубая пятнистая ликвация; остатки усадочной раковины; подусадочная рыхлота; расслоение; межкристаллитные прослойки (сколы, слоистые изломы); обезуглероженный и науглероженный слой; нафталинистый и камневидный изломы; расщепления; вырывы; ложные расслоения; черный излом.

Дефекты, обнаруживаемые на макротемплетах и в изломах такие: неоднородность макроструктуры (титановая, цериевая, циркониевая); корочки, экзогенные включения у края или по сечению заготовки; свищи (газовые пузыри, раковины); флокены; белые пятна; инородные металлические и шлаковые включения; черновины (трещины, надрывы); скворечники; внутренние разрывы; ковочные трещины; светлое кольцо или квадрат в металле (разновидность – светлое пятно в осевой зоне подприбыльных заготовок); краевые отслои (двойной налив); повышенная или пониженная травимость; остатки дендритной структуры; краевые дефекты, газовые пузыри и свищи в металле; угловые трещины.

Перечисленные дефекты металла недопустимы и являются браковочными признаками (для некоторых из них, например ликвационного квадрата указывается недопустимая степень развития). Контроль конструкционных сталей проводится по дефектам в изломе; выполняется оценка излома и содержания дельта-феррита и наличия сколов. Контроль макроструктуры жаропрочных сплавов выполняют по специальной инструкции: в прутках

размером до 50 мм – на продольных темплетах и изломах, в прутках более 50 мм – на поперечных темплетах.

Ход процесса кристаллизации можно проследить по кривым охлаждения, строящимся в координатах температура–время (рис. 9).

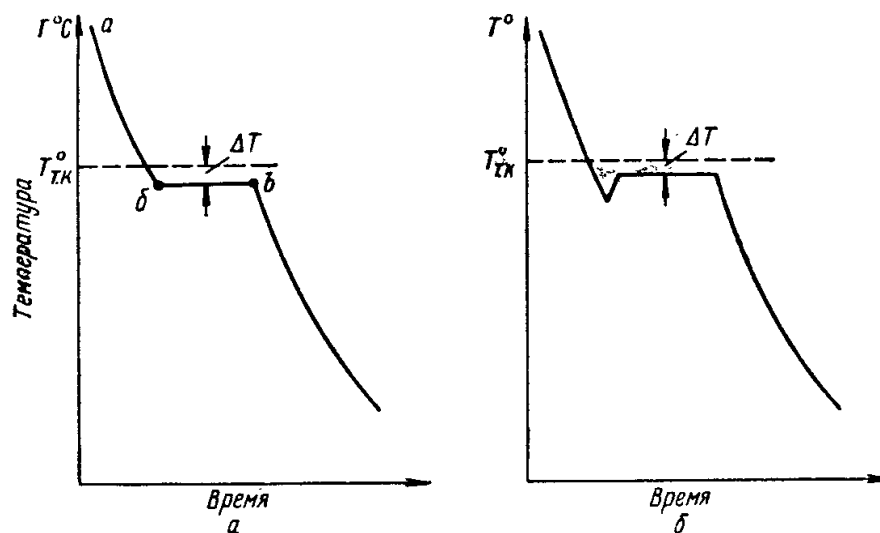


Рис. 9. Кривые охлаждения металла: а – кристаллизация при постоянной степени переохлаждения; б – кристаллизация с повышением температуры вследствие выделения тепла после начала кристаллизации

Наблюдение за температурой во время охлаждения металла (рис. 9) показывает, что снижение температуры в какой-то момент прекращается – на кривой образуется горизонтальная площадка. Наличие площадки на кривой указывает на выделение тепла и связано с кристаллизацией. Остановка всегда происходит при температуре несколько ниже температуры плавления металла, что связано с образованием центров кристаллизации. При остывании некоторых металлов на диаграмме наблюдается петля (рис. 9, б). В этом случае скачкообразный подъем температуры объясняется образованием при переохлаждении большого числа центров кристаллизации, что поднимает температуру переохлаждения металла.

1.6. Механические свойства и рекристаллизация

Деформация металлов – это процесс изменения формы металла под влиянием внешней нагрузки или физических и химических явлений. Различают два вида деформации: упругую и пластическую.

Упругая деформация после снятия нагрузки исчезает, а пластическая остается. Явление упругой деформации связано с изменением расстояния между атомами в кристаллической решетке.

При пластической деформации одна часть кристалла перемещается относительно другой и не возвращается в первоначальное состояние. Происходит сдвиг и дробление мозаичных блоков. Внутри зерен и между зернами могут возникнуть трещины. Диаграмма деформации в координатах «напряжение σ – деформация ϵ » представлена на рис. 10.

По диаграмме (рис. 10) определяются: модуль упругости E , временное сопротивление разрушению σ_b , предел упругости $\sigma_{0,05}$, предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ и относительное сужение ψ , характеризующие механические свойства металла.

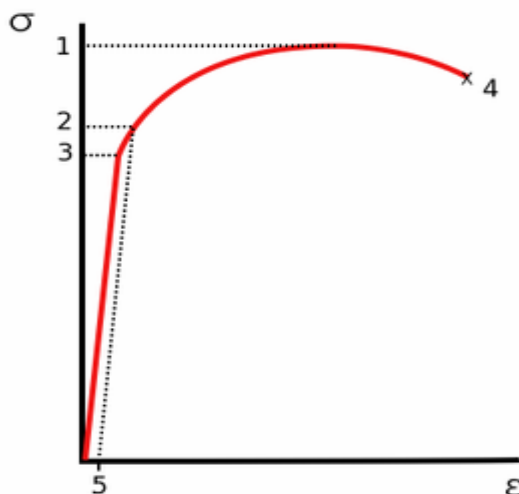


Рис. 10. Диаграмма растяжения

Модуль нормальной упругости равен частному от деления напряжения на относительную деформацию. Предел прочности – максимальное напряжение, при котором происходит разрушение металла. Предел упругости – напряжение, при котором остаточные деформации достигают в образце 0,05%. Предел текучести – напряжение, при котором образец получает остаточную деформацию 0,2%. Относительное удлинение – величина относительной пластической деформации, равная отношению изменению длины образца. Относительное удлинение характеризует пластичность металла. Относительное

сужение также характеризует пластичность металла и определяется как относительное уменьшение поперечного сечения.

Деформация характеризуется также работой разрушения металла, например, с помощью удара – ударной вязкостью. Удельная ударная вязкость α_H равна величине нагрузки, отнесенной к 1 см^2 поперечного сечения образца с надрезом. Все механические характеристики, кроме модуля упругости, зависят от структуры. Величина модуля упругости определяется силами межатомного взаимодействия.

Пластическая деформация возникает в результате пластического сдвига и происходит вследствие перемещения дислокаций. Перемещение дислокаций может быть задержано путем наклепа или измельчения блоков в результате термической обработки и легирования.

Металл, обладающий малой пластической деформацией, склонен к хрупкому разрушению. Состояние, при котором разрушение металла наступает после предварительной пластической деформации, называется вязким состоянием. В этом состоянии разрушение металла происходит путем среза, при хрупком разрушении – путем отрыва. Хрупкое разрушение обычно происходит по границам зерен (кристаллический излом), а вязкое – через зерна (волокнистый излом). Разрушение металла ускоряется, если на поверхности деталей или образцов имеются концентраторы напряжений – риски, волосовины, выточки и пр.

Прочность металла повышается при наклепе или нагартовке под действием пластической деформации. Наклеп вызывает измельчение блоков мозаики внутри зерен, приводит к повышению плотности дислокаций и искажению решетки, что препятствует перемещению дислокаций, вследствие чего металл упрочняется. При наклепе наблюдается определенная преимущественная ориентация зерен – текстура.

Пластическая деформация, вызывает искажения кристаллической решетки и приводит металл в структурно неустойчивое состояние. Деформированный металл можно перевести в более устойчивое состояние, т.е. снять напряжения.

Снятие искажения кристаллической решетки в процессе нагрева деформированного металла называется возвратом, отжигом или отдыхом. В результате такого процесса повышается пластичность металла.

При повышении температуры отжига деформированного металла происходит изменение структуры вследствие перемещения атомов, образования новых зерен и их роста. Это явление называется рекристаллизацией. Минимальная температура рекристаллизации железа 450°C и зависит от степени чистоты металла, степени деформации, – так, чем больше деформация, тем ниже температура рекристаллизации. Для возвращения структуры металла к исходному (до деформации) состоянию, его необходимо нагреть выше температуры рекристаллизации. Такой процесс называется рекристаллизационным отжигом.

При пластической деформации выше температуры рекристаллизации возникающие наклеп и упрочнение металла снимаются. Такой процесс называется горячей обработкой давлением. Обработка металла давлением при температуре ниже температуры рекристаллизации называется холодной обработкой. С изменением температуры рекристаллизации происходит и изменение свойств металла – изменяются твердость, прочность и пластичность.

Процесс рекристаллизации включает в себя первичную рекристаллизацию и собирательную рекристаллизацию. В процессе первичной рекристаллизации деформированная структура формирует новые зерна. Металл освобождается от внутренних напряжений, твердость снижается, пластичность повышается. Процесс в начале идет медленно, происходит зарождение центров кристаллизации (инкубационный период), затем образуются мелкие зерна, которые растут и входят в непосредственное соприкосновение друг с другом. Температура, при которой твердость металла становится такой же, как и до наклепа, называется порогом рекристаллизации. Температура рекристаллизационного отжига железа и низкоуглеродистой стали $650 - 700^{\circ}\text{C}$. При увеличении выдержки и повышении температуры рост зерен

продолжается. Происходит процесс вторичной или собирательной рекристаллизации.

При горячей и холодной деформации в металле возникают внутренние напряжения. Они влияют на прочность металла и на диффузию, кристаллизацию, фазовые превращения в металлах и сплавах. Внутренние напряжения разделяются на напряжения первого, второго и третьего рода в зависимости от объема, в котором они компенсируются.

Макронапряжения первого рода компенсируются в значительных объемах тел. К таким напряжениям относятся напряжения при закалке – закалочные напряжения и напряжения при нагреве – термические напряжения. Напряжениями первого рода возникают при литье – литейные напряжения и при дробеструйной обработке и холодной прокатке – деформационные напряжения. Напряжения могут быть сжимающими или растягивающими. Напряжения сжатия повышают усталостную прочность. С другой стороны, эти напряжения вызывают образование трещин.

Напряжения второго рода являются микронапряжениями и компенсируются в объеме одного зерна. Напряжения третьего рода классифицируются в отдельный класс достаточно редко и приводят к искажениям кристаллической решетки, локализуясь в объеме элементарной кристаллической ячейки. Они вызывают искажение кристаллической решетки (например, при закалке) и могут приводить к повышению прочности и твердости стали.

Положительное действие сжимающих напряжений объясняет полезные эффекты упрочнения дробью, обкатки роликами, химико-термической обработки, закалки при нагреве индукционным током. Под влиянием растягивающих напряжений возникают трещины на поверхности шлифуемых деталей, что происходит вследствие нагрева и быстрого охлаждения тонкого слоя поверхности металла.

2. СТРУКТУРА СПЛАВОВ

Сплавами называются металлические соединения, получающиеся из двух или более металлов путем совместной плавки. В большинстве случаев металлы обладают способностью взаимно растворяться. Однако есть металлы, которые в жидком состоянии взаимно не растворяются, например, медь и свинец, железо и свинец. В зависимости от того, как ведут себя при застывании атомы металлов, формируются эвтектики, твердые растворы, химические соединения.

2.1. Твердые растворы, эвтектики, химические соединения

Во многих сплавах при переходе из жидкого состояния в твердое сохраняется однородность строения. Структура такого сплава называется твердым раствором. Твердый раствор структурно однороден, хотя химический анализ выявляет наличие двух и более элементов. Рентгеновский анализ показывает в твердом растворе только один тип решетки.

Различают три типа твердых растворов – растворы замещения, внедрения и вычитания. Первый тип твердого раствора получается, когда атомы растворяемого металла частично замещают атомы металла растворителя, а второй тип – когда атомы растворяемого металла размещаются между атомами растворителя. Твердые растворы вычитания образуются на базе химических соединений. В этом случае отдельные узлы в решетке могут оказаться незанятыми. При образовании растворов внедрения и замещения атомы растворенных компонентов распределяются в решетке растворителя беспорядочно. При образовании твердого раствора сохраняется решетка основного металла растворителя, но она искажается атомами растворяемого металла.

Твердые растворы замещения могут быть неограниченными и ограниченными. В первом случае любое количество атомов растворителя может быть заменено атомами растворяемого металла. Может произойти даже полная замена при условии, что оба металла имеют одинаковую кристаллическую решетку. В результате диффузионного процесса может

произойти так называемое упорядочение твердого раствора, вследствие перераспределения атомов внутри решетки.

Эвтектика, механическая смесь, образуется из элементов, когда они не вступают в химическую реакцию с образованием соединения. Структура механической смеси под микроскопом характеризуется обособленными зернами, имеющими общие границы. *Эвтектика*, имеет наинизшую температуру плавления смеси и определенный химический состав. Примером может служить механическая смесь, состоящая из свинца и олова. Структура эвтектической смеси состоит из зерен или пластинок. Эвтектическим сплавом, также, является, например, сплав из 12% кремния и 88% алюминия или сплав из 28% меди и 72% алюминия. Механические смеси применяются для отливки деталей, поскольку они имеют хорошие литейные свойства и отличаются высокой прочностью.

Химические соединения образуются при наличии между атомами различных элементов электрохимического различия. Кристаллическая решетка химического соединения, как правило, другого типа, чем у элементов, входящих в сплав. Химические соединения отличаются высоким электросопротивлением и имеют определенную температуру плавления.

2.2. Диаграммы состояния

Диаграммы состояния, или диаграммы плавкости служат для установления условий равновесия между твердыми и жидкими фазами. Рассмотрим их основные типы. Простейший вариант соответствует случаю, когда компоненты А и В образуют одну жидкую фазу (расплав или раствор), при охлаждении которой только выделяются (кристаллизуются) индивидуальные вещества (не образуются ни твердые растворы, ни химические соединения).

Диаграмма состояния – это графическое изображение температурно-концентрационного состояния сплава. Диаграммы состояния строятся для сплавов, состоящих из двух, трех реже четырех компонентов. Компонентами называются вещества, образующие систему. Чистый металл представляет собой однокомпонентную систему. Сплав из двух элементов является

двухкомпонентной системой и т.д. Однородная часть системы называется фазой. Она ограничивается от другой части системы поверхностью раздела, при переходе через которую структура вещества или химический состав изменяются скачкообразно.

Разберем систему вода–лед–пар. Она однокомпонентна, так как вода лишь при весьма высокой температуре диссоциирует (распадается) на кислород и водород. Диаграмму состояния обычно строят на плоскости в координатах T – p (рис. 11). Фазовые поля (области существования) пара V , жидкости L и твердой фазы S дивариантны, т.е. допускают одновременное изменение двух параметров состояния – T и p .

Возможны три фазы в этой системе: твердая–лед, жидкая–вода и газообразная–пар. Число фаз, находящихся одновременно в состоянии равновесия, будет зависеть от температуры и давления. Если при постоянной температуре увеличить давление, то жидкость испарится. Если при постоянном давлении повысить температуру, то лед расплавится, если же температуру понизить, то вся вода замерзнет.

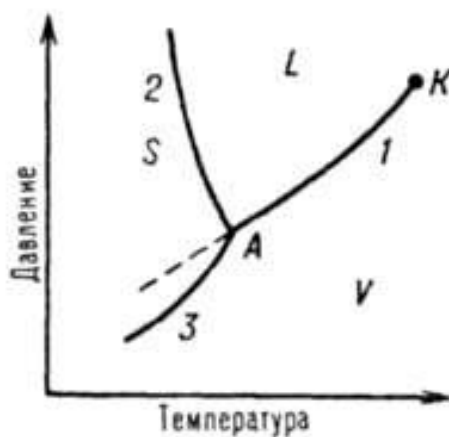


Рис. 11. Диаграмма состояния однокомпонентной системы. S , L и V – соответственно области существования твердой, жидкой и паровой фаз; 1, 2 и 3 – кривые кипения (испарения), плавления и возгонки (сублимации) соответственно, K – критическая точка; A – тройная точка

Двухфазное равновесие между жидкостью и паром изображается кривой кипения (или испарения) 1, между жидкостью и кристаллами – кривой плавления 2, между кристаллами и паром – кривой возгонки (или сублимации) 3. Все двухфазные равновесия моновариантны, т.е. не нарушаются при

произвольном изменении только одного из параметров, T или p ; при этом значение другого определяется из диаграммы состояния. Кривая кипения 1 характеризует зависимость давления насыщенного пара вещества от температуры или зависимость температуры кипения вещества от внешнего давления. Со стороны повышенных T и p эта кривая заканчивается в критической точке K , где исчезает различие в свойствах между жидкостью и ее паром. Жидкость может находиться в переохлажденном состоянии (пунктирная линия на рис. 11). Аналогично кривая плавления характеризует зависимость температуры плавления от внешнего давления, кривая возгонки – температурную зависимость давления насыщенного пара над твердым веществом. На рис. 11 ход кривой плавления соответствует повышению температуры плавления с ростом давления, однако возможно и понижение температуры плавления с давлением. Все три кривые моновариантных фазовых равновесий сходятся в тройной точке A , отвечающей параметрам состояния, при которых находятся в нонвариантном равновесии три фазы. Диаграмма состояния усложняется, если вещество в твердом состоянии может существовать в различных кристаллических модификациях. Каждой модификации отвечает свое фазовое поле. Линии моновариантных равновесий, разграничивающие эти поля, называют кривыми превращений.

В процессе застывания сплавов температура вначале снижается, затем снижение температуры останавливается и далее температура снова падает. Такое ступенчатое снижение температуры объясняется тем, что вначале происходит охлаждение сплава без изменения физического состава, затем наступает период кристаллизации и далее охлаждение уже застывшего сплава. На диаграмме состояния сплава линия, соответствующая температуре начала кристаллизации, называется ликвидус, соответствующая концу кристаллизации – солидус.

Меняя соотношение элементов (компонентов сплава), можно получить ряд кривых, совмещая которые получают диаграммы состояния сплавов. Диаграммы состояния представляют картину изменения строения и свойств в

зависимости от температуры и концентрации и позволяют определять температуру плавления, застывания и аллотропических превращений, т.е. получать сплав с определенными механическими, физическими и технологическими свойствами.

Для двухкомпонентных сплавов диаграмма состояния строится следующим образом: по оси ординат откладывают температуру, а по оси абсцисс – концентрацию элементов сплава в процентах. Общее содержание компонентов в сплаве равно 100%, поэтому каждой точке на линиях диаграммы при данной температуре будет соответствовать определенное содержание того или другого компонента. Следовательно, каждая точка на линиях ликвидуса и солидуса диаграммы показывает состояние сплава данной концентрации при данной температуре. Существует много видов диаграмм состояния сплавов.

Простейшей является диаграмма состояния сплавов из двух компонентов, образующих в твердом состоянии механическую смесь (рис. 12).

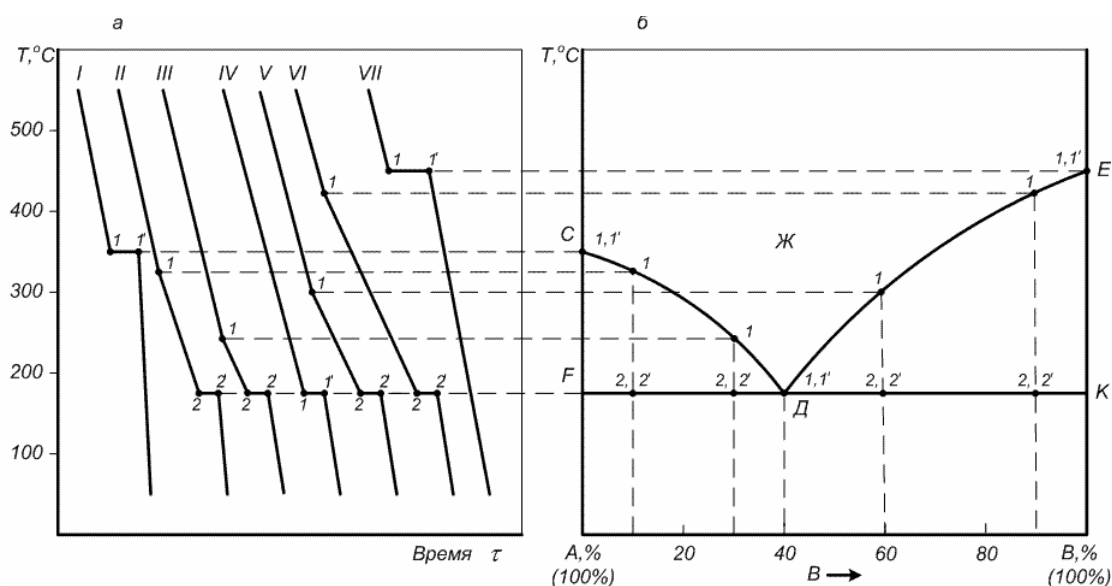


Рис. 12. Кривые охлаждения (слева) и диаграмма состояния сплавов из двух компонент, образующих механическую смесь

На рис. 12 приведены кривые охлаждения двухкомпонентных сплавов и построенная по этим данным модельная диаграмма состояния. Например, для сплавов из свинца и сурьмы температура плавления свинца 327°C , а сурьмы 631°C . Сплав из 13% сурьмы и 87% свинца является эвтектическим. Критическая точка, соответствующая эвтектическому превращению равна

245 °С. При таком соотношении сурьмы и свинца в затвердевшем и остывшем сплаве под микроскопом наблюдается структура, состоящая из выделений сурьмы, расположенных в свинцовой основе.

Если взять другой состав сплава, например из 5% сурьмы и 95% свинца, и наблюдать за температурой превращения, то можно отметить две остановки: первую – в начале выделения из жидкого сплава свинца и вторую – в конце застывания сплава.

Линия *CDE* (рис. 12) является линией ликвидуса, линия *FDK* – солидуса. Линия, изображающая зависимость от состава температуры начала выделения из жидкой фазы твердого компонента (начала равновесной кристаллизации), называется линией ликвидуса. Она состоит из двух ветвей, отграничивающих фазовое поле жидкости Ж от полей сосуществования жидкой фазы с твердыми А и В соответственно. Ниже линии *DC* застывшие сплавы состоят из кристаллов свинца и эвтектики. Линия солидуса изображает зависимость от состава температуры окончания равновесной кристаллизации при охлаждении (или начала плавления при нагревании). Ниже нее расположено фазовое поле твердого состояния системы, отвечающее условиям сосуществования двух твердых фаз. Ниже линии *CE* застывшие сплавы состоят из кристаллов сурьмы и эвтектики.

По диаграмме, используя так называемое правило рычага, можно определить для любого состава сплава при любой температуре относительное количество присутствующих в нем фаз или элементов. Например, необходимо определить состав сплава в какой-либо точке диаграммы. Для этого через точку проводят горизонтальные и вертикальные линии до пересечения с линиями ликвидуса и солидуса и далее до пересечения с абсциссой. Точка пересечения с линией ликвидуса соответствует содержанию в жидкой фазе 40% сурьмы и 60% свинца. Твердая фаза состоит из чистой сурьмы.

Длины отрезков, соответствующие фазам, берутся в направлении, обратном расположению фаз на диаграмме и по их отношению определяется количество искомой фазы.

Правило рычага позволяет рассчитать по диаграмме состояния относительные количества фаз при любой температуре, чтобы, например, определить полноту кристаллизации или степень извлечения данного компонента из жидкой фазы в твердую. После завершения эвтектической кристаллизации система состоит из двух твердых фаз и является дивариантной (условно моновариантной). В обсуждаемом случае система после затвердевания состоит из относительно крупных кристаллов. Если исходная жидкость имела эвтектический состав, продукт ее затвердевания – мелкодисперсная эвтектика без примеси крупных кристаллов какого-либо из компонентов.

При нагревании смеси твердых А и В описанные явления протекают в обратной последовательности: изотермическое образование жидкости эвтектического состава вплоть до исчерпания какого-либо из твердых компонентов и растворение в жидкости оставшегося твердого компонента при дальнейшем повышении температуры, которое завершается по достижении фигуративной точки системы линии ликвидуса.

Простым типом диаграмм состояния являются диаграммы с полной растворимостью компонент в твердом состоянии. Компоненты, входящие в состав такой системы, полностью растворяются как в жидком, так и в твердом состоянии. Примером может служить сплав состава: медь–никель.

Диаграмма этой системы представлена на рис. 13.

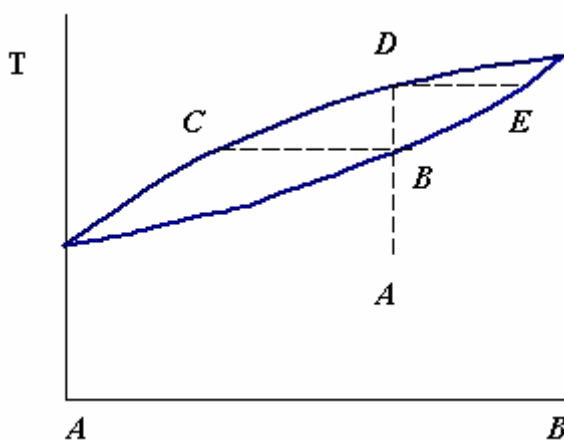


Рис. 13. Диаграмма состояния для случая полной растворимости компонентов в твердом состоянии

Точка плавления чистого никеля 1452°C , а меди 1083°C . Сплав из 50% никеля и 50% меди будет затвердевать в некотором интервале температур, и на кривых охлаждения будут иметься две точки перегиба. В интервале между этими температурами выпадают кристаллы твердого раствора. Верхняя линия диаграммы ACB называется линией ликвидуса, а нижняя ADB линией солидуса. Выше линии ACB сплавы находятся в жидком состоянии, внутри линий ACB и ADB – состоят из кристаллов твердого раствора и жидкого сплава, а ниже линии ADB – из одного твердого раствора. Более сложным типом диаграмм является диаграмма состояния сплавов для случая ограниченной взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии. Компоненты A и B такой системы обладают в жидком состоянии неограниченной растворимостью, а в твердом – ограниченной, меняющейся в зависимости от изменения температуры. Этот тип диаграммы характерен для случая ограниченной растворимости компонентов в твердом состоянии (рис. 14). Твердый раствор B в A (обозначается α -раствор) образуется лишь до определенной концентрации B , твердый раствор A в B (β -раствор) – лишь до определенной концентрации A . Для таких систем возможны два случая трехфазного равновесия:

1. Эвтектическое равновесие жидкого расплава состава E , твердого раствора α , концентрация которого соответствует точке M , и твердого раствора β , концентрация которого соответствует точке N , при эвтектической температуре, которая, как правило, ниже температур плавления T_A и T_B обоих компонентов (рис. 14). При охлаждении затвердевшей смеси ниже линии солидуса MN происходит изменение концентраций твердых растворов α и β соответственно по линиям MF и NG , которые дают температурную зависимость растворимости в твердом состоянии B в A и A в B .

2. Равновесие при температуре T_p , которая является промежуточной между температурами плавления T_A и T_B . Если, например, температура начала кристаллизации расплава с высоким содержанием A выше T_A (рис. 14), а с высоким содержанием B – ниже T_B , линия ликвидуса состоит из двух ветвей TAP и TBP , соответствующих кристаллизации твердых растворов α и β .

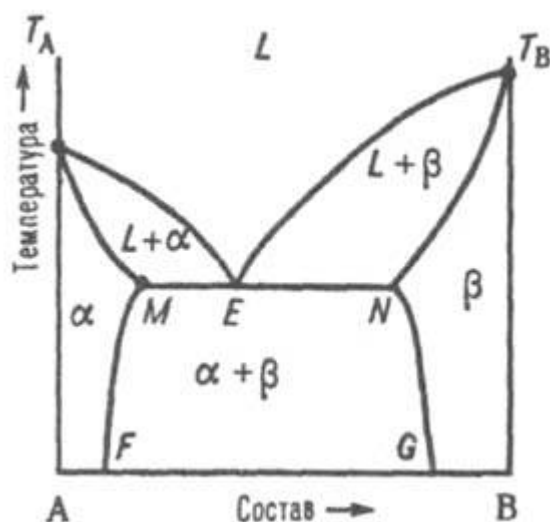


Рис. 14. Диаграмма состояния сплавов для случая ограниченной растворимости компонентов в твердом состоянии с ограниченными твердыми растворами. L , α и β – области существования жидкой фазы (расплав) и твердых растворов B в A и A в B ; $(L + \alpha)$ и $(L + \beta)$ – области сосуществования жидкой фазы и твердых растворов α и β соответственно; $(\alpha + \beta)$ – область сосуществования двух твердых растворов, E – эвтектическая точка

При понижении температуры в застывшей системе происходит процесс выделения кристаллов одного твердого раствора из кристаллов другого твердого раствора. Этот процесс носит название вторичной кристаллизации. В интервале концентрации элементов от точки M до точки N затвердевание происходит согласно диаграмме системы элементов, образующих механическую смесь. В точке E образуется эвтектика, состоящая из смеси кристаллов твердых растворов.

Усложняет структуру диаграмм наличие перитектического превращения. В системе с «перитектикой» (окружение) компоненты в жидком состоянии обладают полной растворимостью, в твердом – частично растворимы и в процессе перекристаллизации претерпевают перитектическое превращение. Диаграмма такой системы изображена на рис. 15. Перитектическое превращение, как и эвтектическое, происходит при постоянной температуре. Выпавшие из жидкости кристаллы одного твердого раствора (строго определенного состава и в определенном количестве), реагируя с оставшейся жидкостью, образуют кристаллы другого твердого раствора.

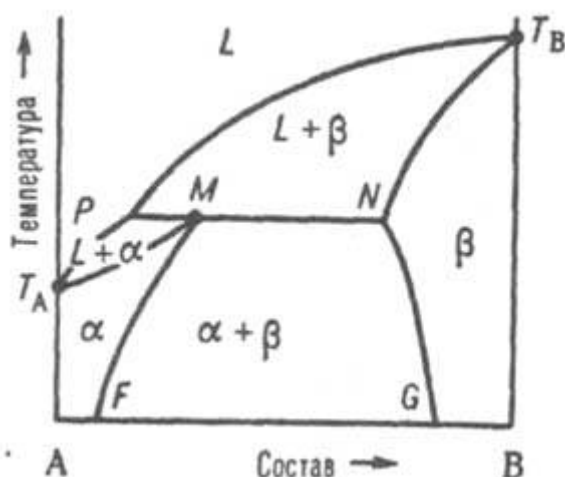


Рис. 15. Диаграмма для случая перитектического превращения, P – перитектическая точка

Перитектическое превращение происходит при температурах, соответствующих горизонтальной линии PMN , называемой линией перитектического превращения, выше которой находится твердый раствор β и жидкий сплав. Эти ветви пересекаются в перитектической точке P – фигуративной точке жидкой фазы, которая может равновесно сосуществовать одновременно с двумя твердыми растворами α и β составы которых определяются точками M и N . Линия солидуса состоит из трех ветвей: TAM , MN и NTB . При охлаждении двухфазной системы $(L + \beta)$ до перитектической температуры T_P в системе появляется третья фаза – твердый раствор α .

Диаграмма состояния сплавов для случая образования химического соединения. На рис. 16 изображена диаграмма состояния сплавов, компоненты которых образуют устойчивое химическое соединение, которое рассматривается как самостоятельный компонент, образующий с компонентами A и B простейшие диаграммы состояния. На приведенной диаграмме левая часть представляет случай отсутствия растворимости компонентов в твердом состоянии, а прямая – случай полной взаимной растворимости.

Компоненты A и B образуют устойчивое химическое соединение, которое не разлагается вплоть до температуры плавления и переходит в жидкую фазу того же состава, т.е. плавится конгруэнтно.

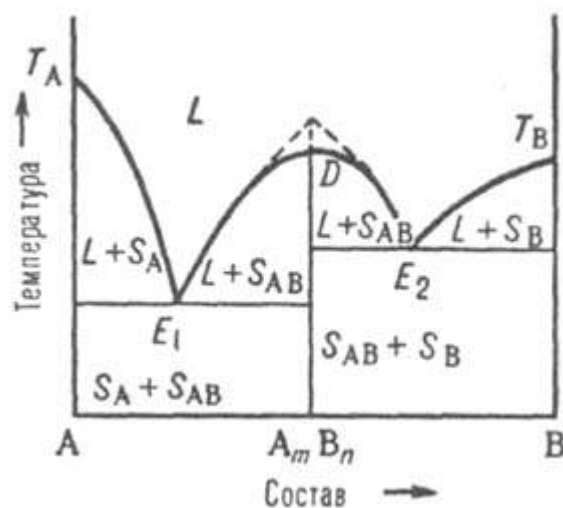


Рис. 16. Диаграмма состояния сплавов для случая образования химического соединения

Кроме диаграммы состояния двухкомпонентных систем, существуют диаграммы состояния трехкомпонентных систем. Основанием такой диаграммы являются равносторонний концентрационный треугольник, изображенный на рис. 17.

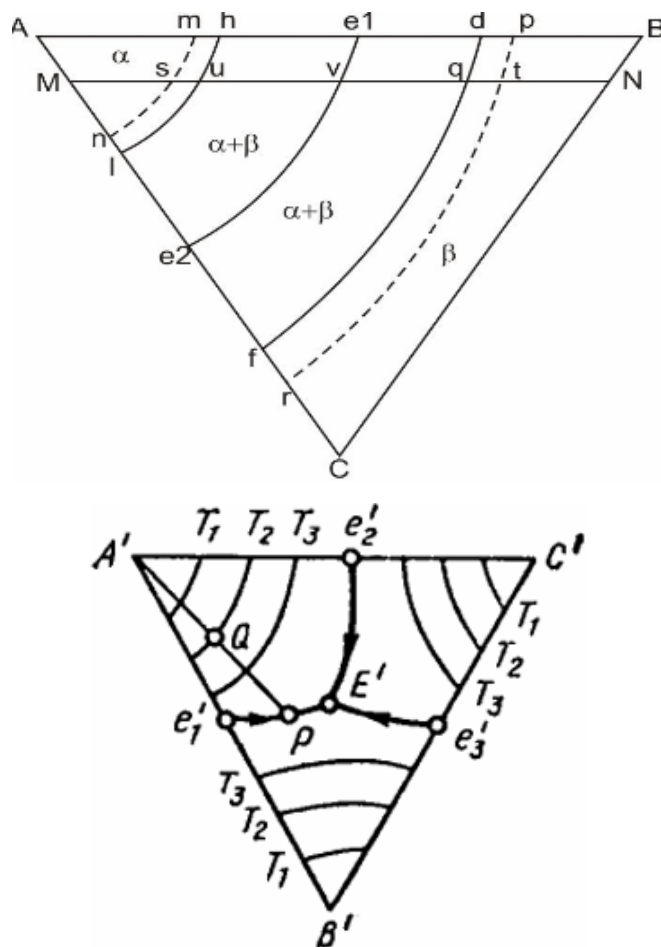


Рис. 17. Диаграмма состояния сплава из трех компонентов. Концентрационный треугольник

Каждая точка внутри этого треугольника отвечает определенному составу сплава из трех компонентов A , B и C .

Для определения состава тройного сплава можно применить правило, известное из геометрии: «Сумма трех отрезков, отсеженных на сторонах равностороннего треугольника прямыми, проведенными через любую точку внутри его параллельно его сторонам, является постоянной величиной и равна длине его стороны». Например, для точки M (рис. 17): $Af + Bd + Ch = AB$.

Принимая сторону AB за 100%, состав сплава в точке M можно определить так: компонента $A = \frac{Af}{AB} \cdot 100\%$; компонента $B = \frac{Bd}{AB} \cdot 100\%$; компонента $C = \frac{Ch}{AB} \cdot 100\%$. Вершины треугольника определяют чистые компоненты A , B или C . Каждая сторона треугольника определяет двойной сплав $A-B$, $B-C$ или $A-C$. Точки внутри треугольника определяют состав тройного сплава. По вертикалям, восстановленным из вершин треугольника, определяют критические температуры сплава.

Н. С. Курнаков установил зависимость между свойствами сплавов и их диаграммами. Он наблюдал зависимость между твердостью, электропроводностью и типом диаграммы.

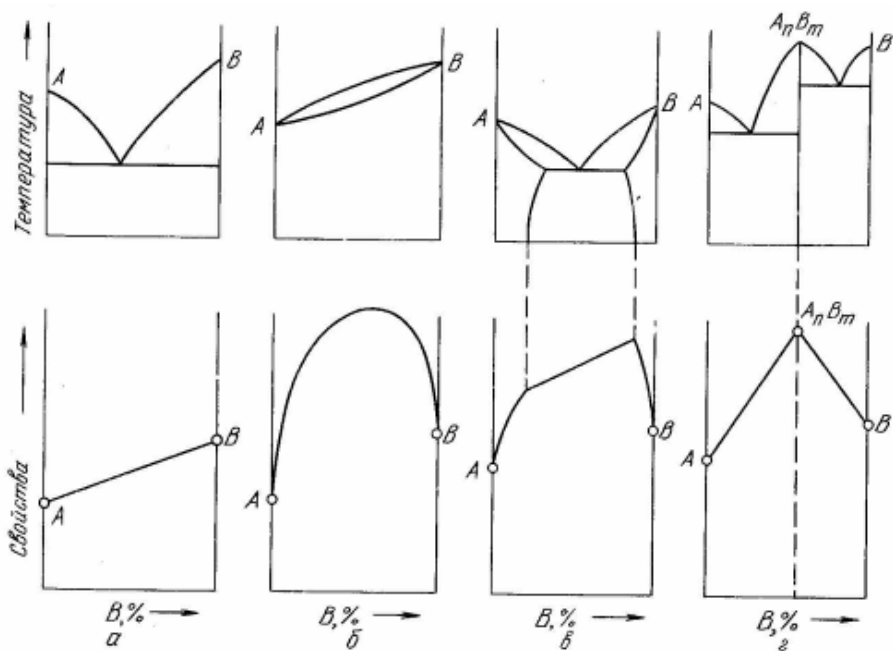


Рис. 18. Диаграмма зависимости свойств от состояния сплавов

Позднее была установлена зависимость механических, физических и технологических свойств (прочности, пластичности, ликвации, пористости, обрабатываемости резанием и давлением, способности к термической обработке и т.д.) сплавов от их диаграммы состояния. На рис. 18 представлены диаграммы зависимости свойств от состояния сплавов.

У сплавов, образующих механическую смесь, твердость и электропроводность изменяются по прямой линии. Эти сплавы эвтектического состава, легкоплавки, обладают хорошей жидкотекучестью. У сплавов с ограниченной растворимостью твердость и электропроводность изменяются по кривой. Структурно неоднородные сплавы легче обрабатываются инструментом. При широком интервале затвердевания получается пористый сплав, а при небольшом расстоянии между линиями ликвидуса и солидуса сплав получается однородным и плотным.

Исследование свойств и структуры металлов и сплавов производится с помощью многих методов: термического, микроструктурного, рентгеноструктурного, механических испытаний, определения теплопроводности и электропроводности, дилатометрического и магнитного метода меченых атомов или радиографии и др. Совокупность испытаний по приведенным методам позволяет определить свойства металлов и сплавов.

Термический метод и метод меченых атомов применяются для изучения явлений, происходящих при затвердевании жидкого металла. Микроструктурный и рентгеноструктурный метод в совокупности с определением тепло- и электропроводности и дилатометрии применяются для исследования явлений, происходящих в затвердевшем сплаве или металле. Рентгеноструктурный анализ позволяет исследовать структуру кристаллической решетки металлов. Определение твердости и механических свойств довершает исследование металлов и дает представление о прочности и пластичности сплавов.

3. СТРУКТУРА СТАЛЕЙ

3.1. Сплавы железо - углерод

Диаграмма железо–углерод рассматривается обычно в пределах системы железо–цементит. Компонентами являются железо и цементит. Химическое соединение железа с углеродом (Fe_3C) называется цементитом. Техническое железо, применяемое в исследованиях, содержит 99,9% железа и 0,1% примесей. Температура плавления железа 1535 ± 5 °С. В твердом состоянии железо может быть в двух модификациях: α -железо и γ -железо. α -железо, как уже отмечалось, существует в двух интервалах температур: 0 – 910 °С и 1400 – 1539 °С. Высокотемпературная модификация α -железа носит название δ -железа. При 768 °С железо становится немагнитным.

Железо с металлами образует твердые растворы замещения, а с углеродом, азотом и водородом – растворы внедрения. α -железо почти не растворяет углерод. При 723 °С в железе содержится 0,025% углерода, а при комнатной температуре 0,008%. Твердость его *HB* 60. γ -железо растворяет до 2% углерода. Раствор углерода в α -железе называется ферритом, а в γ -железе – аустенитом. На рис. 19 показана структура феррита, а на рис. 20 – структура аустенита.

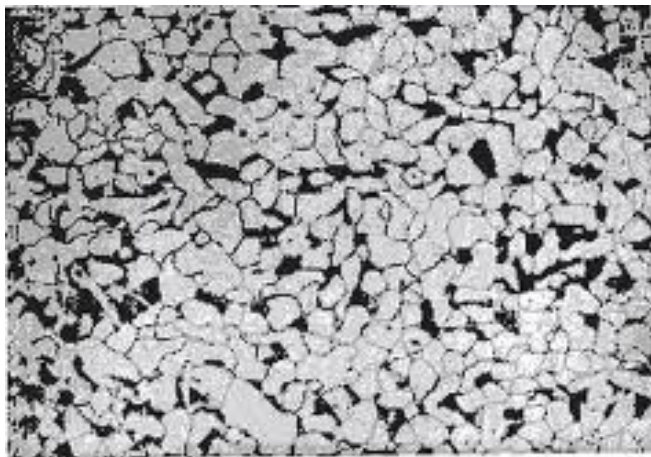


Рис. 19. Феррит

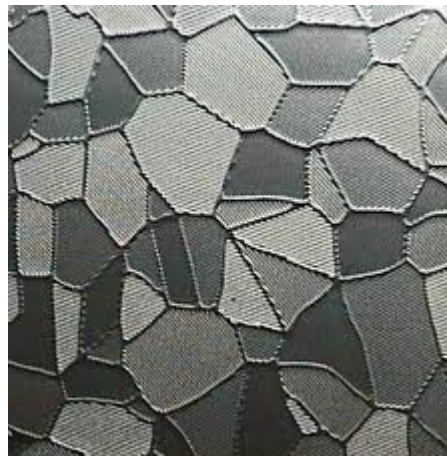


Рис. 20. Аустенит

Твердость аустенита *HB* 170 – 220. Цементит содержит 6,67% углерода. Твердость его *HB* 800, температура плавления 1600 °С. На рис. 21 показаны включения цементита в мартенситной матрице. На основе цементита образуются твердые растворы замещения, в которых атомы углерода

замещаются азотом, кислородом, а атомы железа – хромом, марганцем, вольфрамом. Цементит распадается на железо и углерод.



Рис. 21. Цементит

Диаграмма состояния сплавов железа с углеродом представлена на рис. 22. Линия $ABCD$ является ликвидусом, а линия $AHJEC$ – солидусом.

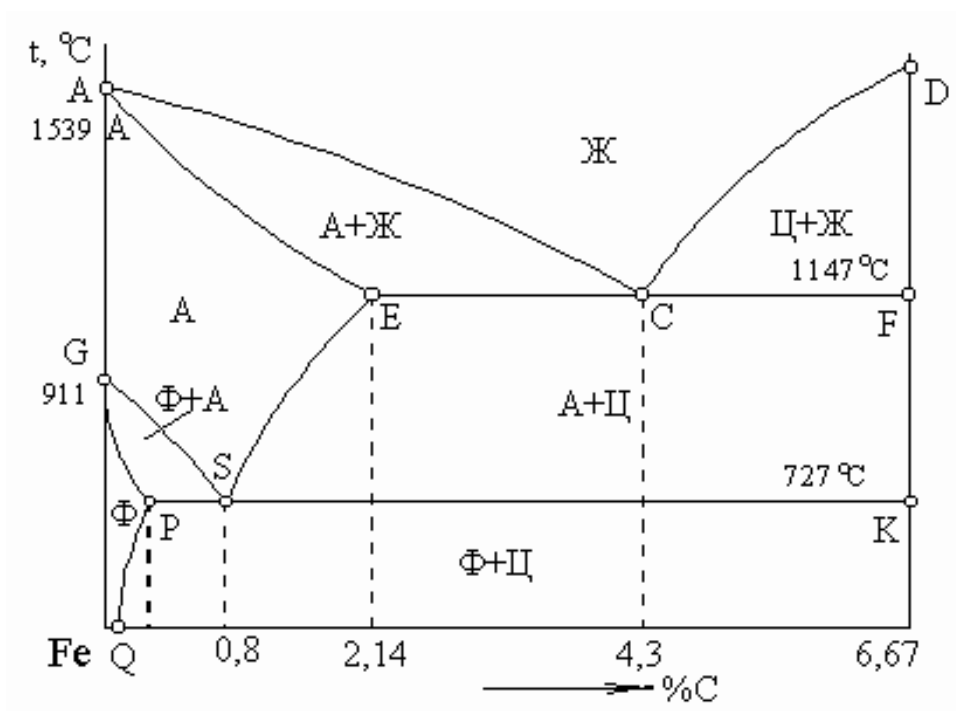


Рис. 22. Диаграмма состояния сплавов железа с углеродом A – аустенит, Π – перлит, L – ледебурит, Φ – феррит, Ψ – цементит

В системе существуют следующие фазы: жидкая, цементит, феррит и аустенит. На диаграмме есть три горизонтальные линии HJB , ECF и PSK . При температуре 1492°C (линия HJB) протекает перитектическая реакция, при температуре 1130°C (линия ECF) протекает эвтектическая реакция и образуется эвтектическая смесь ледебурит, состоящая из цементита и аустенита. На рис. 23 представлена структура, состоящая из ледебурита и

цементита, при комнатной температуре. Углерода в ледебурите 4,3%. Твердость ледебурита HB 700. При температуре 723 °С (линия PSK) образуется эвтектоидная смесь – перлит (рис. 24).

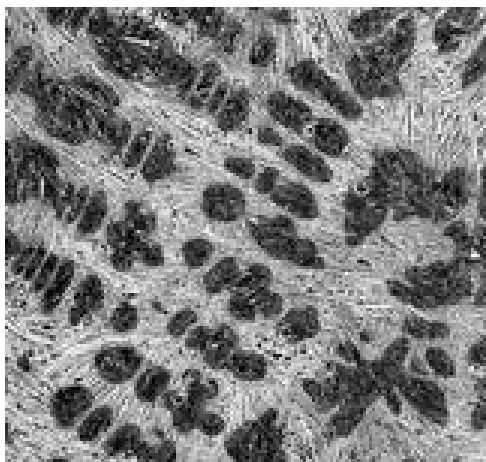


Рис. 23. Ледебурит



Рис. 24. Перлит (×1000)

Перлит состоит из феррита и цементита (на фотографии имеются отдельные включения цементита). В чистом перлите содержится 0,8% углерода. Прочность перлита от 55 до 133 кГ/мм² в зависимости от размера зерен цементита. Кроме этих структурных составляющих в сплавах железа с углеродом имеется еще графит (рис. 25) – разновидность углерода, имеющая кристаллическую гексагональную решетку. Графит присутствует в структуре чугунов и графитизированной стали.

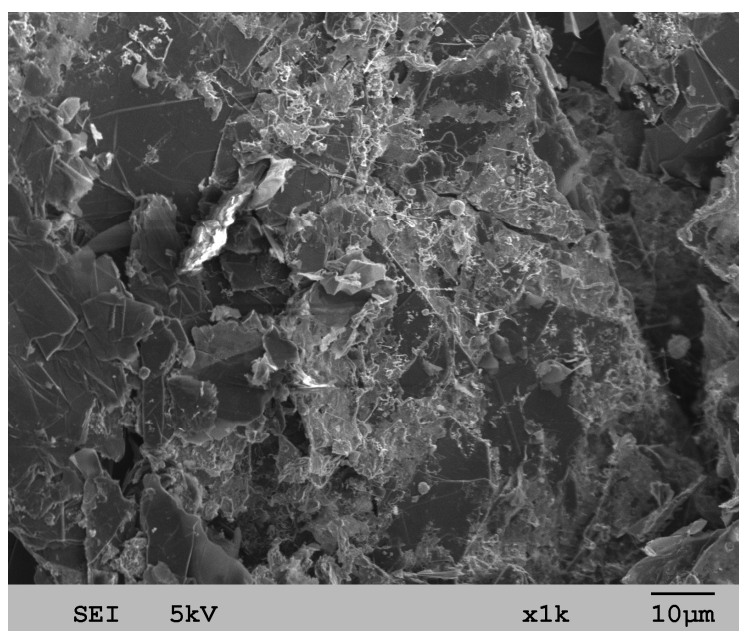


Рис. 25. Графит

Существует две диаграммы сплавов железо–углерод: железо–цементит и железо–графит. На рис. 26 представлена уточненная диаграмма состояния системы железо–углерод. В структуре сплавов железо–цементит превращения происходят и в твердом состоянии: железо переходит из одного аллотропического состояния в другое, при понижении температуры меняется растворимость углерода как в γ -железе, так и в α -железе. По линии GS распределяются температуры начала выделения феррита из аустенита. Для чистого железа – это 910°C , а для сплава, содержащего 0,8% углерода, 723°C . В точке S на линии PS аустенит, содержащий 0,8% углерода, переходит в перлит. Сплавы, содержащие меньше 0,8% углерода, имеют в структуре феррит и перлит. При содержании в сплаве 0,8% углерода структура состоит только из перлита.

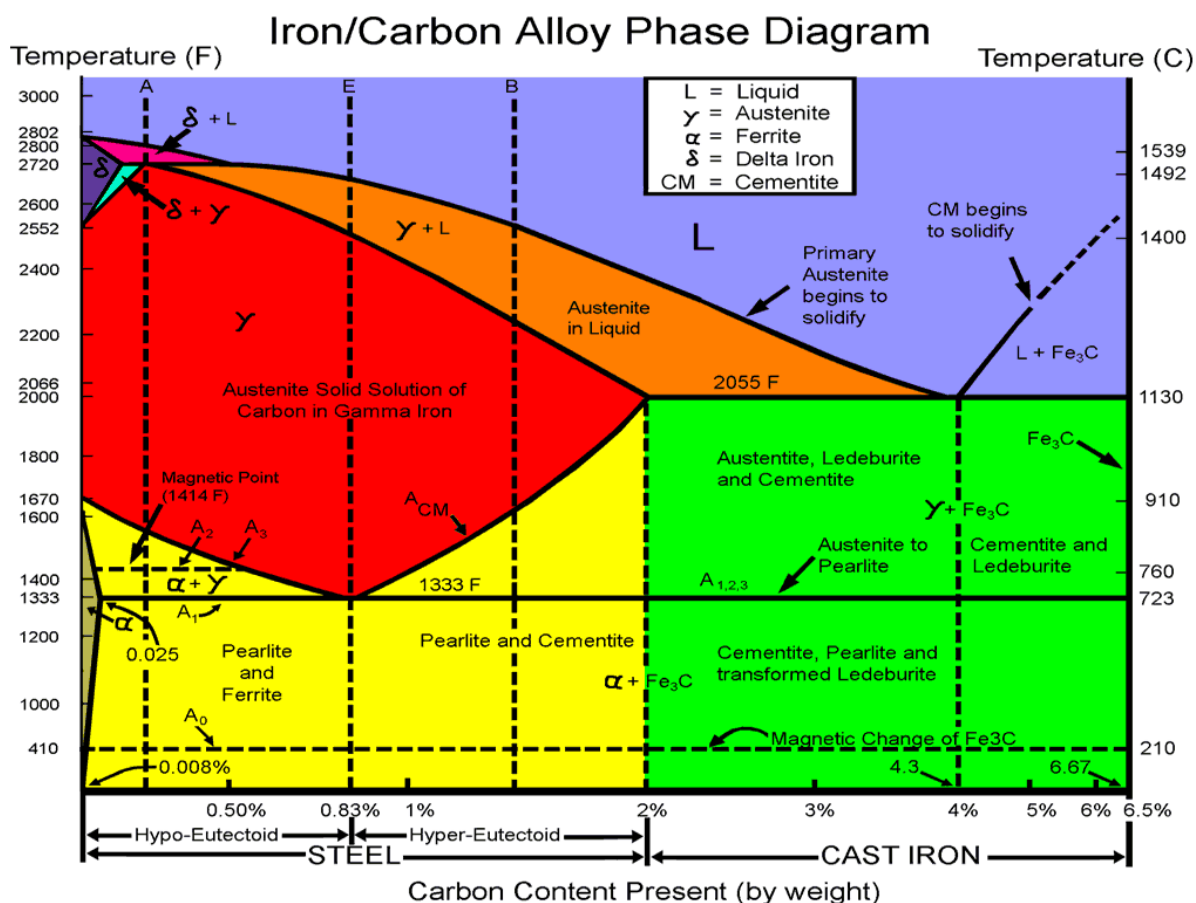


Рис. 26. Уточненная диаграмма состояния сплавов железа с углеродом

Линия SE определяет наибольшую растворимость углерода в аустените. При температуре 1130°C в аустените растворяется 2% углерода. Линия SE – это

линия выделения вторичного цементита. Структура сплавов, содержащих от 0,8 до 2% углерода, состоит из перлита и вторичного цементита. Во всех сплавах, содержащих от 0,02 до 6,67% углерода, на линии *PSK* происходит перлитное превращение, поэтому в сплавах с содержанием более 2% углерода ледебурит выше линии *PSK* состоит из смеси цементита и аустенита, а ниже этой линии – из цементита и перлита. Сплавы, содержащие от 2 до 4,3% углерода, имеют структуру, состоящую из перлита, вторичного цементита и ледебурита; сплавы с 4,3% углерода состоят из одного ледебурита; сплавы с 4,3 – 6,67% углерода состоят из первичного цементита и ледебурита.

Линия *PQ* в нижней части диаграммы определяет растворимость углерода в феррите. При 723 °С в феррите растворяется до 0,025% углерода, а при 0 °С всего 0,008%. В зависимости от содержания углерода стали подразделяются на доэвтектоидные, содержащие меньше 0,8% углерода; эвтектоидные, содержащие 0,8% углерода, и заэвтектоидные, содержащие более 0,8% углерода. Чугуны также подразделяются на три вида: доэвтектические, содержащие от 2 до 3,4% углерода; эвтектические, содержащие 3,4% углерода, и заэвтектические, содержащие более 4,3% углерода.

3.2. Термическая обработка стали

Нагрев и охлаждение стали позволяет изменять структуру металла и получать необходимые прочностные или технологические свойства деталей. Это термическая обработка стали, которая имеет большое значение в машиностроении и металлургии, так как без изменения состава стали, можно получать необходимые свойства деталей и готовить металл к горячей и холодной обработке для получения оптимальной структуры.

Академик А.А. Бочвар создал классификацию процессов термической обработки в виде диаграмм температура–время. Все виды термической обработки делятся на пять групп.

Первая группа – отжиг первого рода – вид термической обработки, основанный на процессах возврата, рекристаллизации и гомогенизации. Основная цель – снять наклеп и восстановить пластичность стали. Процесс

производится для устранения внутренних напряжений и преобразования структуры из вытянутой в равноосную. Скорость нагрева и охлаждения при отжиге первого рода не играет роли.

Вторая группа – отжиг второго рода – вид термической обработки, основанный на обычной фазовой перекристаллизации. Процесс применяется для замены крупной структуры литого металла мелкой равноосной, для устранения полосчатой структуры, для снятия напряжений и подготовки структуры к механической обработке. Температура при этой термической обработке на 30 – 50 °С выше точки A_{C3} . Время выдержки несколько минут. Охлаждение медленное вместе с печью до 400 °С. Скорость охлаждения имеет большое значение. При быстром охлаждении деталей на воздухе процесс называется нормализацией.

Третья группа – закалка – вид термической обработки, приводящий к фиксации либо переохлажденного, либо промежуточного неустойчивого состояния. Закалка переохлажденного твердого раствора применяется при обработке специальных сталей для получения аустенитной структуры. К таким сталям относятся нержавеющие и жаропрочные. Температура нагрева под закалку сталей доэвтектоидного и эвтектоидного состава принимается на 30 – 50 °С выше точки A_{C3} , а заэвтектоидных сталей – выше A_{C1} . Время выдержки устанавливается с расчетом прогрева стали по всему сечению. Скорость охлаждения устанавливается в зависимости от требуемой структуры.

Четвертая группа – отпуск – вид термической обработки, основанный на процессах распада структуры, зафиксированной закалкой.

Пятая группа – химико-термическая обработка – процесс насыщения поверхностного слоя сплава каким-либо компонентом. Сочетание закалки с высокотемпературным отпуском называется улучшением.

Основной диаграммой для изучения структуры и процессов при нагреве и охлаждении стали и чугуна является диаграмма железо–цементит (см. рис. 27). При изучении превращений в железо-углеродистых сплавах в процессе медленного охлаждения и их микроструктуры в равновесном состоянии

пользуются диаграммой состояния «железо-цементит» (рис. 27), основы для разработки которой были впервые даны Д.К.Черновым в 1886 г.

Диаграмма состояния «железо-цементит», как и другие диаграммы состояния для двухкомпонентных систем, построена в координатах «температура–концентрация углерода в %». Максимальная концентрация углерода на диаграмме состояния составляет 6,67%, что соответствует 100% цементита. Верхней границей критических точек для рассматриваемых процессов будут линии GS и SE .

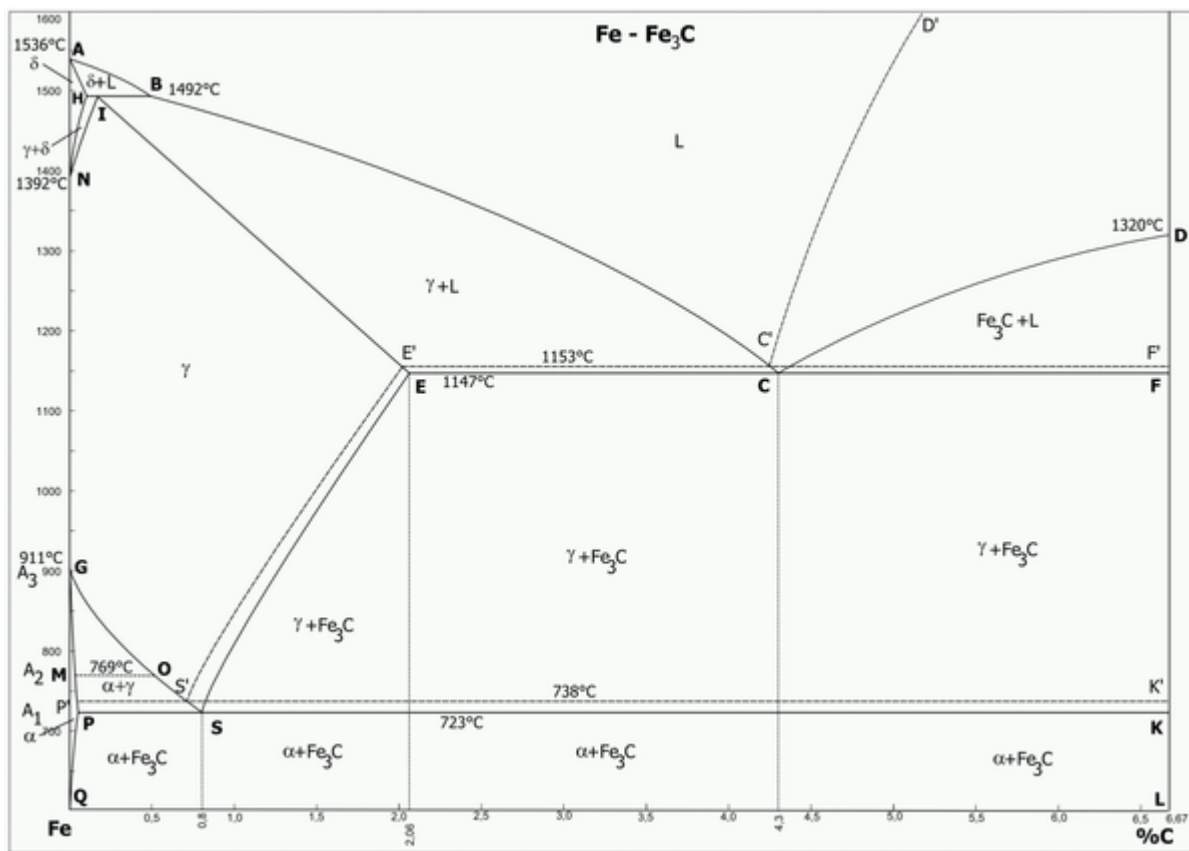


Рис. 27. Диаграмма железо–цементит

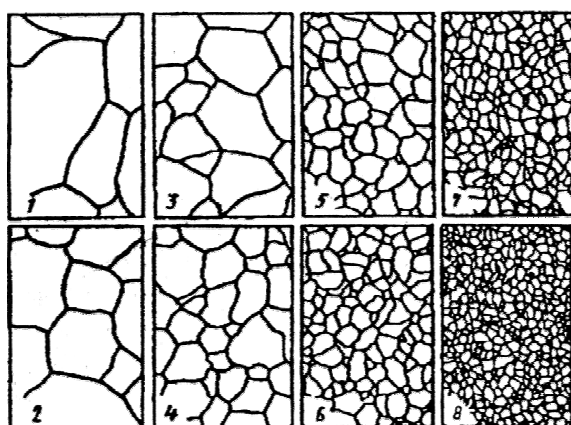
Критические точки на линиях диаграммы обозначаются буквой A с цифровым или буквенным значком: при нагреве A_{C1} , A_{C3} ; при охлаждении A_{R1} , A_{R3} . Критические точки, образующие линию SE , обозначаются A_{Cm} .

При нагреве и охлаждении в сталях происходят превращения, связанные со структурными изменениями (в зависимости от структуры находятся механические и технологические свойства стали). При термической обработке наблюдаются четыре превращения: 1) превращения перлита в аустенит,

протекающее при температуре выше точки A_{CI} ; 2) превращение аустенита в ферритную смесь (перлит, сорбит, троостит), протекающее при температуре ниже точки A_{RI} ; 3) превращение аустенита в мартенсит, протекающее ниже температуры метастабильного равновесия аустенит–мартенсит; 4) превращение мартенсита в феррито–карбидную смесь.

Превращение перлита в аустенит (первое превращение) протекает при медленно нагреве, но в обычных условиях происходит перенагрев и перлит с различной скоростью превращается в аустенит. Образовавшийся аустенит неоднороден по составу даже в объеме одного зерна. В начальный момент нагрева на границе феррит–цементит образуются в большом количестве зерна аустенита, размер которых увеличивается с повышением температуры. Различают наследственно мелкозернистую и крупнозернистую стали. При температуре выше точки A_{CI} все зерна как той, так и другой стали мелкозернисты, но затем при повышении температуры зерна наследственно крупнозернистой стали начинают быстро расти, а у мелкозернистой стали такой рост происходит лишь при $1000 - 1000^{\circ}\text{C}$. Размер зерна стали, полученный в результате термической обработки, называется действительным.

Установлена 8-балльная шкала для определения размеров зерен конструкционных сталей (рис. 28).



*Рис. 28. 8-балльная шкала зернистости стали по ГОСТ 5639-51
(Эталонная шкала баллов для оценки размера зерна стали)*

Зерна 1 – 4 баллов характеризуют крупнозернистую сталь, а 5 – 8 баллов – мелкозернистую. Химический состав стали не оказывает влияния на размер

зерен. Различные плавки стали одного и того же химического состава имеют различное наследственное зерно. Зависит это от раскисления стали. Главным образом на размер зерен влияет раскисление стали алюминием. Сталь, раскисленная ферромарганцем или одновременно ферромарганцем и ферросилицием, крупнозернистая, а сталь, раскисленная алюминием, мелкозернистая. Объясняется это тем, что алюминий образует химические соединения (нитриды), которые в процессе кристаллизации выделяются по границам зерен в виде субмикроскопических частиц и препятствуют росту зерна. При высоких температурах нитриды растворяются и вследствие этого исчезает преграда для роста зерна.

Второе превращение (распад аустенита) происходит при температурах ниже A_{R1} . Это – диффузионный процесс, связанный с образованием цементита, поэтому он возможен лишь при определенной температуре. Установлено, что образование перлита, состоящего из смеси феррита и цементита, происходит при температурах выше 200°C . Ниже 200°C диффузионный процесс прекращается. Превращение переохлажденного аустенита при постоянной температуре называется изотермическим превращением аустенита.

На рис. 29 изображена диаграмма изотермического превращения аустенита. На диаграмме видны кривые начала и конца превращения и кривые различных случаев охлаждения A , B , B , Γ , D . Отрезок времени от начала охлаждения до начала превращения называется инкубационным периодом. При высоких температурах (малая степень переохлаждения) процесс развивается медленно и инкубационный период большой, при снижении температуры инкубационный период уменьшается. Минимальная его величина при температуре $500 - 600^{\circ}\text{C}$, при более низкой температуре инкубационный период увеличивается.

При температурах, близких к 723°C , т.е. при малом переохлаждении, образуется *перлит*, при дальнейшем переохлаждении структура измельчается. Такая структура называется сорбитом. При температурах близ изгиба кривой ($400 - 500^{\circ}\text{C}$) получается структура, которая называется трооститом (рис. 30).

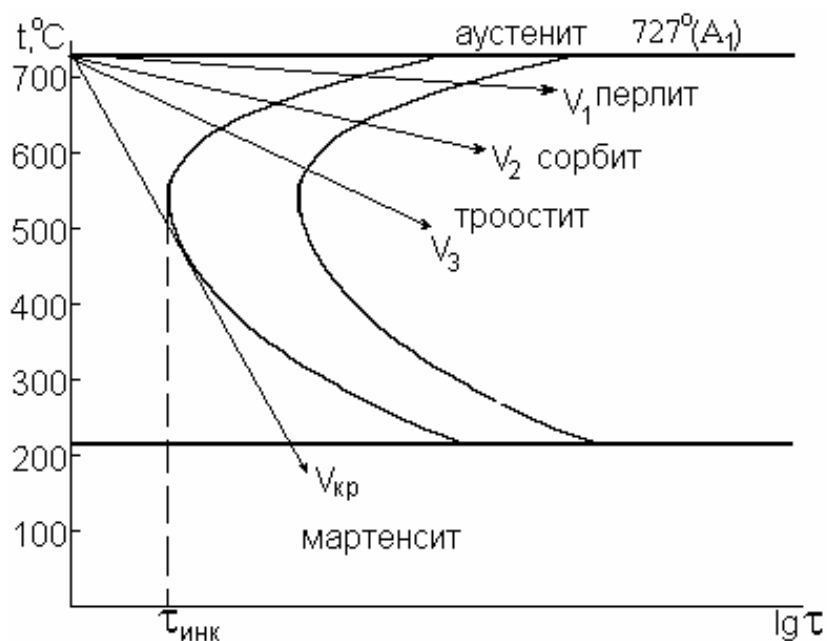


Рис. 29. Диаграмма изотермического превращения аустенита стали У8

Все эти структуры отличаются только степенью дисперсности феррита и цементита. Перлит бывает пластинчатый и зернистый. Однородный пластинчатый перлит получается, когда сталь перед охлаждением нагрета до температуры выше точки A_{C3} и зернистый – когда сталь нагрета до температуры ниже A_{C3} .

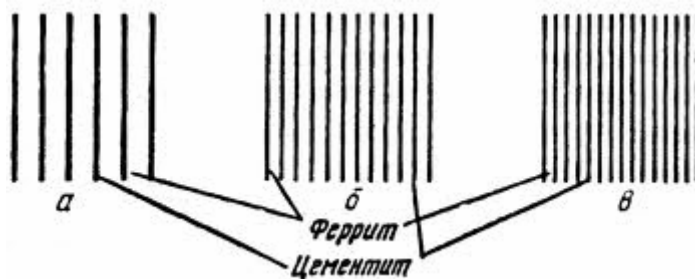
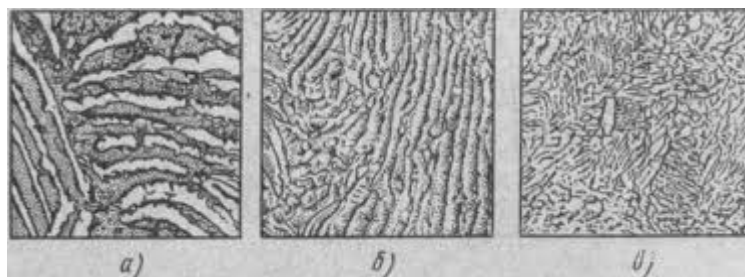


Рис. 30. Микроструктура: а – перлит; б – сорбит; в – троостит

Структура стали, полученная при температуре охлаждения ниже точки перегиба кривой изотермического превращения, имеет игольчатый характер. Иглы эти состоят из пластинок феррита и цементита. Такая структура называется бейнит или игольчатый троостит (рис. 31). Рассмотренное превращение относится к стали эвтектоидного состава. Если рассматривать стали доэвтектоидного или заэвтектоидного состава, то превращению аустенита в перлит будет предшествовать выделение либо феррита, либо цементита. Третье превращение (мартенситное) происходит при переохлаждении аустенита до таких температур, когда решетка неустойчива и происходит ее перестройка без выделения углерода. Такой процесс называется бездиффузионным. Мартенсит (рис. 32) – это пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе той же концентрации, что и у исходного аустенита.

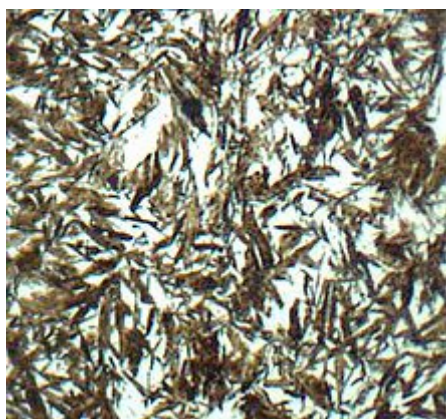


Рис. 31. Игольчатый троостит ($\times 500$)

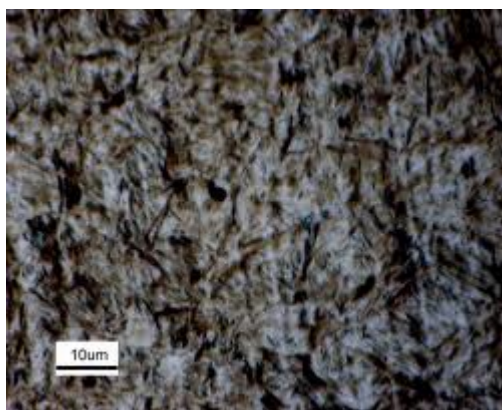


Рис. 32. Мартенсит

Решетка перестраивается из гранецентрированной в объемцентрированную. Решетка мартенсита тетрагональная, параметр оси c больше параметра a . Образование мартенсита происходит мгновенно и объясняется сдвиговыми явлениями, происходящими вследствие напряжений, возникающих при охлаждении аустенита. По мере охлаждения количество мартенсита увеличивается. Начало превращения отмечается точкой M_H , а конец точкой M_K . При конечной температуре все же остается какое-то количество аустенита, носящего название остаточного.

Четвертое превращение (при отпуске) происходит при температурах в интервале $70 - 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ в закаленной стали. Основной структурой закаленной

стали является мартенсит, поэтому процесс отпуска связан с изменением структуры мартенсита. Необходимо отметить, что мартенсит имеет максимальный объем, поэтому превращение аустенита в мартенсит связано с увеличением объема.

Превращения в мартенсите происходят в четырех интервалах температур. Первое превращение при отпуске происходит в интервале температур от 70 до 200 °С. Решетка мартенсита изменяется, переходя из тетрагональной в кубическую. Выделяется углерод в виде тонких пластинок карбида. После такого отпуска мартенсит называется отпущенным. Второе превращение происходит в интервале температур от 200 до 300 °С и сопровождается распадом остаточного аустенита. Третье превращение происходит в интервале температур от 300 до 400 °С и характеризуется снятием внутренних напряжений. Одновременно с этим карбид обособляется в цементит. При температуре 400 °С превращение заканчивается, и структура состоит из феррита и цементита. Четвертое превращение – коагуляция карбидов – происходит в интервале температур от 150 до 400 °С.

Превращения происходят в иглах мартенсита, поэтому игольчатое строение структур сохраняется при всех температурах отпуска. Названия структур, получаемых при отпуске при температурах выше 400 °С, те же, что и при распаде аустенита на феррит и цементит: троостит, сорбит, перлит. Структуры одного и того же названия, получающиеся при распаде аустенита и распаде мартенсита, отличаются формой цементита. В первом случае цементит пластинчатый, а во втором зернистый. Это сказывается на свойствах стали. Зернистая форма цементита придает стали большую вязкость.

Термическая обработка подразделяется на предварительную и окончательную. Предварительную термическую обработку применяют для подготовки структуры стали к операциям механической обработки, окончательную для придания стали определенных свойств. К числу процессов, применяемых в качестве предварительной термической обработки, относятся

отжиг, нормализация и улучшение (чаще улучшение применяется как окончательная термическая обработка).

В качестве окончательной термической обработки применяют закалку с отпуском, цементацию, нитроцементацию, цианирование, азотирование, металлизацию и другие процессы. Термически обработанные детали с целью повышения усталостной прочности подвергаются упрочнению дробью и накатке роликами.

Отжиг. После штамповки иликовки детали имеют сильно деформированную структуру, перенапряженную и наклепанную. Детали с такой структурой плохо обрабатываются на металлорежущих станках. Для получения дифференцированной перлитно-ферритовой структуры, хорошо обрабатываемой, применяют полный отжиг, в результате которого получается крупнозернистое строение стали. Процесс ведется при температуре выше A_{C3} при необходимой выдержке. Охлаждение медленное с печью. Если требуется лишь снять напряжения, применяют неполный отжиг, для чего детали нагревают до температуры ниже A_{C3} .

Для отжига легированных сталей применяют изотермический отжиг. Часто этот процесс производится в сочетании с использованием температуры конца штамповки. Детали после удаления заусенцев помещают в горячую соленую ванну и выдерживают необходимое время, затем погружают в горячую воду для удаления соли.

Широкое применение имеет ступенчатый отжиг с изотермической выдержкой перед выгрузкой деталей из печи. Отжиг поковок из легированной стали часто заменяют нормализацией с последующим высокотемпературным отпуском.

Закалка. Закалку производят при нагреве доэвтектоидных и эвтектоидных сталей до температуры выше A_{C3} , а заэвтектоидных сталей – выше A_{C1} . Нагрев доэвтектоидной стали при закалке до температуры ниже A_{C3} вызовет образование в структуре некоторого количества феррита. Произойдет неполная закалка. Сталь, в структуре которой после закалки имеется феррит, обладает

пониженной усталостной прочностью, так как в участках феррита, как наиболее слабых, при работе детали могут возникнуть микротрещины, которые затем разовьются в усталостные и приведут к разрушению детали. Значительное повышение температуры закалки выше A_{C3} и A_{C1} вызывает рост зерен аустенита, что повышает хрупкость стали.

Нагрев деталей и инструмента производится в течение времени, необходимого для завершения диффузионных процессов и выравнивания степени однородности легирования стали. Время нагрева складывается из времени подъема температуры и времени выдержки при этой температуре. Время выдержки устанавливается в соответствии с размерами детали или инструмента. Скорость нагрева зависит от среды, в которой производится нагрев. Установлено, что нагрев в газовой среде менее интенсивен, чем в расплавленных солях и жидком металле: в расплавленных солях стальные детали нагреваются в два раза быстрее, чем в газовой среде, а в расплавленных металлах – в четыре раза быстрее. Форма нагреваемой детали также имеет значение при нагреве. Так, например, шарообразные тела нагреваются быстрее, чем цилиндрические. На скорость нагрева влияет температура среды, если она выше 900°C .

Во время нагрева происходит взаимодействие окружающей среды с поверхностью детали. Металл может подвергнуться обезуглероживанию или окислению. Обезуглероживание сопровождается выгоранием углерода в поверхностных слоях стали.

Окисление приводит к образованию окалины. Эти процессы зависят от состава стали, температуры и состава окружающей среды. Содержащиеся в атмосфере газы различно влияют на поверхность стали. Водород обезуглероживает сталь, углекислый газ (CO_2) – окисляет, кислород и пары воды – окисляют и обезуглероживают, окись углерода (CO) и метан (CH_4) – науглероживают.

Для защиты от окисления и обезуглероживания стали при нагреве до температуры более 700°C используют эндогазовую атмосферу, состоящую из

40% азота, 40% водорода и 20% окиси углерода. Для защиты поверхности стали при нагреве до температуры менее 700 °С применяют экзогазовую атмосферу, состоящую (после очистки) из 96 – 98% азота и 2 – 4% водорода. Эндогазовая атмосфера богата водородом (40%), поэтому при температурах ниже 700 °С взрывоопасна. Нагрев без окисления и обезуглероживания может быть произведен также в расплавленных солях. Для этого применяют ванны, состоящие из азотистых и хлористых солей (хлористый барий, хлористый натрий, азотистый натрий и калий, а также едкий натр и едкое кали). Для нагрева до температур 300 – 400 °С применяют смесь состоящую из 50% азотнокислого натрия и 50% азотнокислого калия. Для нагрева до 900 °С применяют смесь из 50% хлористого натрия и 50% хлористого калия.

Для охлаждения деталей после нагрева под закалку применяют различные жидкие (закалочные) среды: воду, минеральные и растительные масла, соляные растворы, расплавленные металлы и др. Наиболее распространенным является охлаждение в воде и масле. Охлаждение в воде вызывает большие внутренние напряжения, что может привести к образованию трещин. Охлаждение в масле более мягкое. При охлаждении деталей в воде происходит сложный процесс, который начинается с образования около поверхности охлаждаемой детали большого количества паров, обволакивающих поверхность детали плотной пленкой. Образование пара поглощает большое количество тепла, поэтому процесс заковки сопровождается резким падением температуры нагретой детали. В следующий момент образовавшаяся паровая рубашка разрывается, и вода бурно кипит, что также вызывает быструю отдачу тепла. При температуре ниже 100 °С начинается процесс конвекционной (перенос тепла жидкостью) отдачи тепла. Охлаждение в этот период происходит медленнее (рис. 33). Первичная кристаллизация – это переход металла из жидкого состояния в твердое, т.е. процесс образования твердых кристаллов непосредственно из жидкого расплава. Для углеродистых сталей этот процесс начинается при охлаждении, когда температура достигает значений, соответствующих линии ABC, и

заканчивается на линии НЖЕ . После окончания первичной кристаллизации и достижения температуры, соответствующей линии НЖЕ, сталь, независимо от содержания в ней углерода, имеет полиэдрическую структуру аустенита, который при дальнейшем медленном охлаждении сохраняется до линии GS – в доэвтектоидных сталях и до линии SE – в заэвтектоидных.

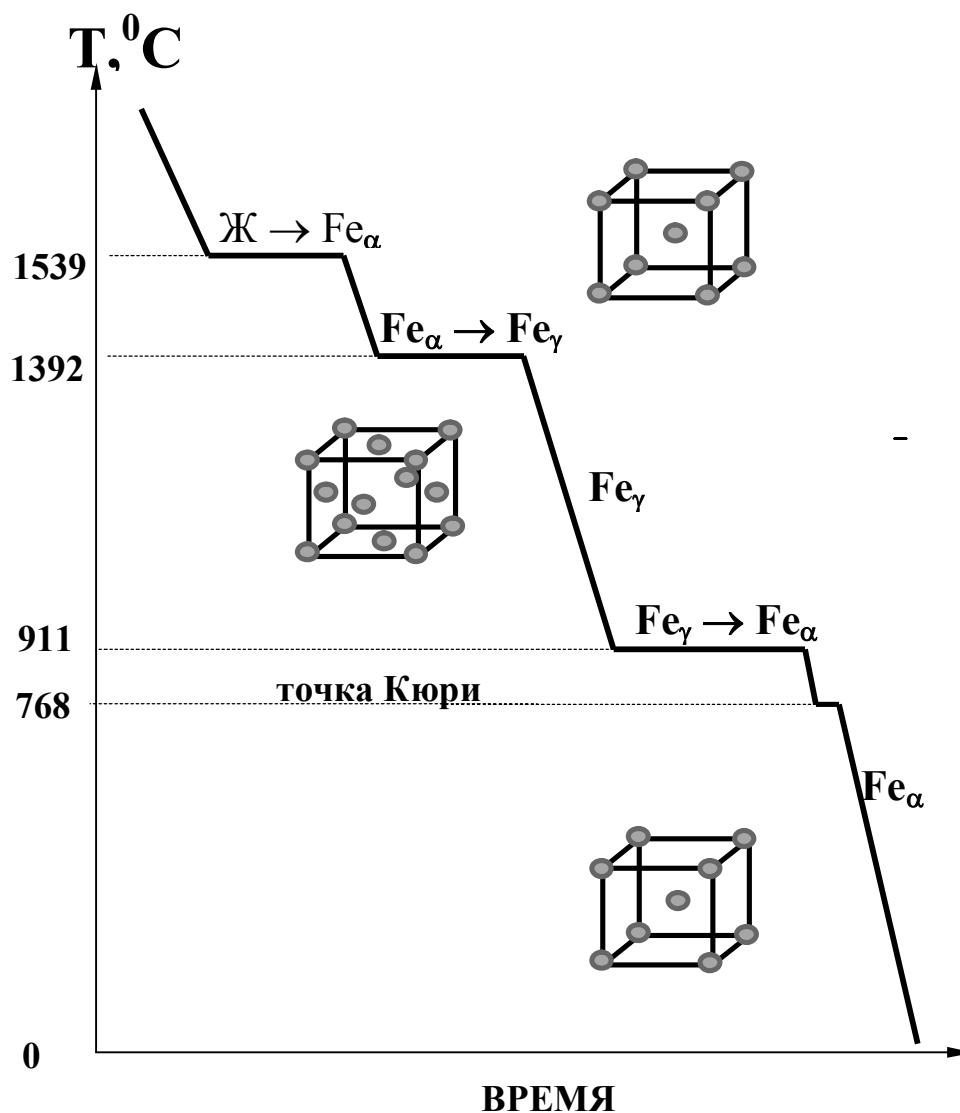


Рис. 33. Кривая охлаждения чистого железа

При закалке стали повышается твердость. Это свойство сталей называется закаливаемостью. Закаливаемость зависит от химического состава стали. Существует несколько способов закалки: непосредственная, с подстуживанием и без подстуживания, прерывистая, закалка с самоотпуском, ступенчатая, изотермическая, закалка при нагреве током высокой частоты с подстуживанием и самоотпуском, закалка при нагреве газовой горелкой. Масло имеет более

высокую температуру кипения, обладает большей вязкостью, поэтому охлаждение в масле происходит медленнее и спокойнее, чем в воде. Температура масла не оказывает такого влияния на скорость охлаждения, как вода, поэтому масло при комнатной температуре и при температуре близкой к точке воспламенения, охлаждает детали с одинаковой скоростью. Недостатком этого способа закалки является опасность воспламенения масла. Температура вспышки и возгорания масла должна быть выше точки кипения.

Прерывистая закалка производится путем охлаждения до некоторой температуры детали в воде, а затем в масле. Такая обработка производится с целью снижения закалочных напряжений, так как мартенситное превращение протекает при более медленном охлаждении.

Закалка с самоотпуском осуществляется путем неполного охлаждения детали в охлаждающей среде. Время охлаждения устанавливается экспериментально с расчетом, чтобы деталь охлаждалась с поверхности до 200 – 300 °С. Этот способ обеспечивает получение минимальных закалочных напряжений в стали. Применение его экономически целесообразно, так как при этом исключается второй нагрев для отпуска. Этот способ носит еще название «отпуск на цвета побежалости». Цвета побежалости соответствуют определенным температурам: 220 – 240 °С – соломенно-желтый, 240 – 260 °С – оранжевый, 260 – 280 °С – красно-фиолетовый, 280 – 300 °С – синий. Толщина пленки при этом увеличивается от 0,045 до 0,7 мм. При любом из рассмотренных способов закалки необходимо учитывать возникновение внутренних закалочных напряжений и соответственно выбирать тот или иной способ охлаждения.

Чем выше в стали содержание углерода, тем больше объемные изменения и тем больше напряжения, возникающие вследствие превращения большого количества аустенита в мартенсит. Большое значение имеют два вида закалки: ступенчатая и изотермическая. В обоих случаях охлаждение деталей производится в горячей среде (масло или расплавленная соль). Температура среды несколько выше температуры мартенситного превращения. При

ступенчатой закалке детали выдерживаются в охлаждающей среде столько времени, сколько требуется для выравнивания температуры по всему сечению детали. Такой способ позволяет получить равномерную закалку. После выдержки в охлаждающей среде с более низкой температурой, для того чтобы произошло мартенситное превращение и была получена необходимая твердость поверхности.

Изотермическая закалка отличается от ступенчатой тем, что детали выдерживаются в охлаждающей среде до окончания превращения аустенита. Такой способ обеспечивает минимальную деформацию и повышенную вязкость.

Закалка аустенитных сталей. К аустенитным сталям относятся нержавеющие, жаропрочные и жаростойкие стали.

Аустенитные нержавеющие стали, хромоникелевые и хромомарганцовые подвергаются закалке в воде, причем нагрев производится до температуры 1050 – 1100 °С. При нагреве происходит растворение карбидов, а при быстром охлаждении – фиксирование пересыщенного твердого раствора. При медленном охлаждении может произойти выделение карбидов, что вызовет хрупкость и коррозию. Закаленные аустенитные нержавеющие стали становятся более мягкими, что характеризуется низким значением предела текучести, невысокой прочностью и высокой пластичностью.

Нержавеющие стали переходного аустенитно-мартенситного класса подвергаются закалке и отпуску. В результате отпуска происходит старение или дисперсионное твердение. Температура отпуска 450 – 500 °С. Перед отпуском (старением) стали подвергаются после закалки обработке холодом при –70 °С.

Аустенитные жаропрочные стали упрочняются термической обработкой в результате закалки и отпуска. Упрочнение создается за счет выделения при отпуске (старении) карбидных, карбонитридных и интерметаллидных фаз. Термическая обработка аустенитных жаропрочных сталей: нагрев до 1050 – 1100 °С, охлаждение в воде, отпуск при 750 °С. При отпуске (старении)

происходит повышение твердости вследствие дисперсионного твердения, при котором карбидные и карбонитридные фазы выделяются по границам зерен.

Необходимо указать еще на термическую обработку никелевых жаропрочных сплавов – нимоников, которые относятся к «стареющим» сплавам. Термическая обработка нимоников: нагрев до 1100 – 1200 °С, охлаждение на воздухе и отпуск при 700 – 750 °С в течение 10 – 16 ч. Такая термическая обработка придает им максимальную жаропрочность.

Улучшение. Улучшению подвергаются как поковки, так и детали. Температура под закалку назначается в зависимости от марки стали и ее склонности к росту зерен, температура отпуска – в зависимости от необходимости получения соответствующей твердости. Длительность отпуска зависит от массы деталей. Чем дольше выдерживается сталь при температуре отпуска, тем выше ударная вязкость, так как увеличение выдержки способствует коагуляции карбидов, которая происходит интенсивно при температурах выше 400 °С.

Большинство легированных сталей склонно к отпускной хрупкости. Вследствие этого после отпуска необходимо производить охлаждение деталей на воздухе или в масле (охлаждение в воде может вызвать образование трещин). Различают отпускную хрупкость первого рода (при температуре около 300 °С) и второго рода (при температуре около 500 °С). Отпускной хрупкости первого рода подвержены все стали. При температуре 200 – 300 °С прочность стали повышается, а вязкость и пластичность снижаются, что вызывает хрупкость. Поверхность стали при этой температуре окрашивается в синий цвет. Это явление называется синеломкостью.

Высокочастотная закалка. Применение высокочастотного нагрева для термической обработки деталей и инструмента является эффективным средством автоматизации технологических процессов.

Применение высокочастотного нагрева позволяет: заменить легированные марки стали углеродистыми, уменьшить время обработки, снизить расход тепловой энергии, исключить операцию низкотемпературного отпуска,

уменьшить расходы на шлифование деталей, поскольку степень деформации деталей в случае высокочастотного нагрева значительно меньше, чем при обычном процессе закалки. Отсутствие декарбюризации и окалинообразования на поверхности нагретых деталей током высокой частоты исключает затраты на дробеструйную или иную обработку поверхности после закалки.

Особенностью высокочастотного нагрева является быстрый нагрев до температуры образования аустенита. Превращения, происходящие при переходе перлита в аустенит, сопровождаются поглощением тепла, поэтому целесообразно подводить к нагреваемому телу как можно больше тепла с тем, чтобы превращение происходило как можно быстрее. Это легко осуществить, когда тепло развивается в нагреваемом теле непосредственно и может наращиваться в течение всего времени нагрева. При нагреве под закалку любым способом необходимо, чтобы феррит полностью перешел в аустенит, только в этом случае можно при надлежащем охлаждении получить мартенсит. При высокочастотном нагреве необходима такая скорость нагрева, при которой весь феррит успеет перейти в твердый раствор.

Нагрев стали токами высокой частоты происходит только путем теплопроводности от наружного тонкого слоя внутрь детали, но не путем превращения электрической энергии в тепловую непосредственно в нагреваемом объеме. В начальный момент нагрева удельное электросопротивление стали увеличивается. По мере приближения температуры к точке Кюри (магнитное превращение) рост удельного электросопротивления замедляется. В момент потери ферромагнитных свойств в поверхностном нагретом слое происходит резкое изменение: глубина проникновения тока увеличивается и поглощение сталью тепла прекращается. Наружные слои, имеющие уже немагнитное состояние, нагреваются медленно, а внутренние быстро выравниваются по температуре до аустенитно-перлитного превращения.

Для практики нагрева токами высокой частоты весьма важно влияние температуры нагрева на степень однородности твердого раствора. Так как

состав твердого раствора по содержанию углерода к концу индукционного нагрева весьма неоднороден, аустенит превращается в мартенсит в более широком температурном интервале, чем при обычном нагреве. Вследствие этого кристаллы мартенсита неоднородны, и в микрообъеме твердого раствора превращения происходят непрерывно при различных температурах. В микрообъемах с пониженной концентрацией углерода кристаллы мартенсита образуются раньше. Вследствие неоднородности кристаллов мартенсита после индукционного нагрева и закалки часть мартенсита, образовавшегося при более высоких температурах, в процессе охлаждения распадается с выделением мелкодисперсных карбидов, что соответствует состоянию отпущенного мартенсита. Поэтому свойства закаленной стали после индукционного нагрева несколько иные, чем после обычного нагрева. Они ближе к свойствам стали после отпуска.

Анализ всех явлений приводит к выводу, что основным фактором, влияющим на прочность стали, закаленной при нагреве токами высокой частоты, является измельчение мартенсита, причем чем мельче исходная структура стали, тем более низкая температура закалки необходима для получения максимальной твердости, чем крупнее исходная структура, тем ниже твердость.

Газопламенная закалка. Газопламенная закалка заключается в нагреве поверхности стали газовым пламенем с последующим охлаждением струями воды. Простота, портативность, низкая стоимость установок способствуют широкому применению этого процесса. Результаты обработки те же, что и при индукционном нагреве. Для газопламенного нагрева используется смесь природного газа и воздуха, а также смеси кислорода и воздуха или ацетилена и воздуха. Закалке с нагревом газовым пламенем подвергают преимущественно детали, изготовленные из углеродистой стали с содержанием углерода 0,4 – 0,5%. Газопламенному нагреву можно подвергать также отливки из серого и ковкого чугуна. Температура нагрева и охлаждение автоматически регулируются с помощью пирометров и таймеров.

Термическая обработка инструмента из быстрорежущей стали.

Процесс термической обработки инструмента из быстрорежущей стали производится в соответствии с графиком, изображенным на рис. 34 а.

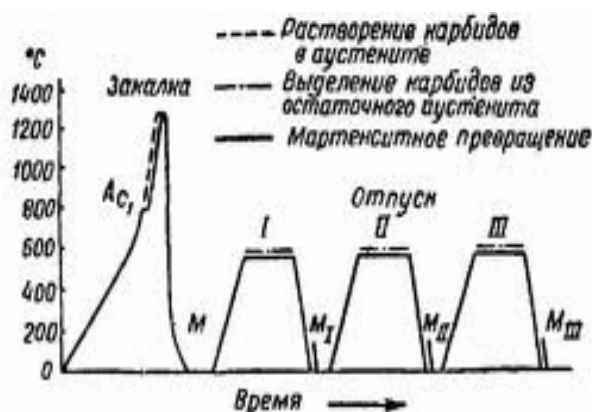


Рис. 34. Диаграмма термической обработки инструмента из быстрорежущей стали

Инструмент из стали P18 нагревают до температуры 1260 – 1280 °С и из стали P9 до 1220 – 1240 °С с предварительным двукратным подогревом вначале до температуры 500 – 600 °С и затем до 830 – 860 °С, что необходимо во избежание образования трещин при быстром нагреве. При определенной выдержке карбиды переходят в твердый раствор. Охлаждают инструмент в масле, затем подвергают многократному отпуску при 560 – 580 °С в соляных ваннах при выдержке каждый раз в течение 1 ч, в результате чего содержание аустенита снижается до 1 – 2% и меньше и твердость получается около HRC 65.

Образование мартенсита происходит после выдержки при охлаждении в интервале 150 – 200 °С. Повышение твердости после отпуска носит название вторичной закалки или вторичной твердости.

Применяется также более короткий процесс (рис. 34 б): однократный отпуск в течение 1 ч при 500 °С после обработки холодом при –80 °С. Для повышения работоспособности быстрорежущего инструмента после шлифования применяют дополнительную обработку сульфидированием и паром. Для этого закаленный и отпущенный инструмент нагревают до 500 °С в цианистой ванне, содержащей серу, или обрабатывают перегретым паром при температуре 500 °С. Обрабатывать инструмент перегретым паром можно также после сульфидирования. При сульфидировании поверхность инструмента

покрывается тонким слоем серы, который служит смазкой в начальный момент приработки поверхности инструмента (такова же роль и пленки, получаемой при обработке паром).

Штамповки из быстрорежущей стали необходимо подвергать отжигу при $860 - 900^{\circ}\text{C}$, охлаждать до $700 - 730^{\circ}\text{C}$ и при этой температуре выдерживать около 2 ч до окончательного превращения аустенита. Плохо отожженная сталь имеет так называемый «нафталинистый» излом, а плохо прокованная – карбидную ликвацию.

Термическая обработка стальных отливок. Термическая обработка стальных отливок из углеродистой стали производится после очистки отливок от формовочных материалов и удаления литников, приливов и прибылей. Отливы из высоколегированной стали во избежание образования трещин до огневой отрезки литников и прибылей подвергают отжигу для снятия напряжений. Цель термической обработки (отжига) заключается в том, чтобы снять литейные напряжения, улучшить структуру металла, придать однородное мелкозернистое строение, и получить требуемые механические свойства. Литая сталь имеет крупнозернистую дендритную структуру. Нагрев отливок из доэвтектоидной и эвтектоидной стали должен производиться при температуре выше точки A_{C3} , а из заэвтектоидной стали – выше точки A_{Cm} . Для снижения твердости и улучшения обрабатываемости отливки необходимо подвергать нормализации и отпуску при температуре ниже A_{C1} .

Стальные отливки могут быть подвергнуты следующим видам термической обработки: гомогенизации; отжигу; нормализации; закалке; отпуску; химико-термической обработке. Для отливок характерна так называемая видманштеттова структура (рис. 35). Для ее устранения отливки подвергают гомогенизации, т.е. отжигу при температуре около 1100°C и вслед за этим, для измельчения структуры, обычному отжигу. В процессе отжига при нагреве происходит превращение α -железа в γ -железо и затем при охлаждении превращение γ -железа в α -железо. В результате получается перлито-ферритовая структура. С повышением температуры отжига создаются условия для роста

зерен аустенита. Поэтому для получения мелкой структуры нагрев производят до температуры лишь на 30 – 50 °С выше критических точек.

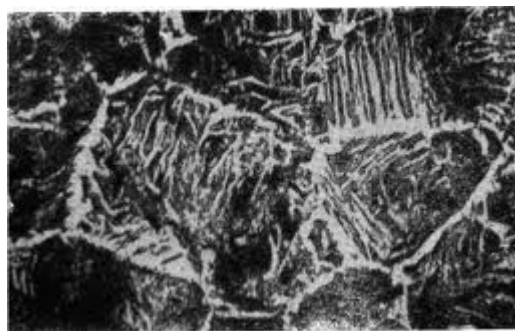


Рис. 35. Видманистеттова структура

На вид структуры существенно влияет скорость охлаждения. При быстром охлаждении (нормализация) получается троостосорбитовая структура, а при медленном (отжиг) – феррито-перлитовая.

Нормализованные отливки из легированных сталей должны быть обязательно подвергнуты отпуску при температуре 400 – 450 °С для снятия напряжений и подготовки структуры к обработки резанием. Скорость нагрева отливок в печах устанавливается в зависимости от толщины стенок, конфигурации отливок, состава стали. Практически нагрев отливок производится со скоростью 50 – 100 град/ч до заданной температуры. При достижении температуры 350 – 400 °С скорость нагрева может быть увеличена. Время выдержки отливок при заданной температуре составляет 25% от величины нагрева.

Литые детали после механической обработки могут подвергаться химико-термической обработке и закалке с нагревом токами высокой частоты. Известен способ устранения видманшеттовой структуры с помощью нагрева токами высокой частоты. Нагрев производится двумя импульсами: первый в течение 9 сек и второй в течение 15 сек. Обрабатывать можно цилиндрические и сложные детали, удобные для помещения в индуктор, с расчетом прогрева всего сечения.

Высокотемпературный нагрев. В современной практике термической обработки высокотемпературный нагрев находит широкое применение, поскольку он интенсифицирует процесс перехода легирующих элементов в

твердый раствор, вследствие чего качество стали улучшается. Высокотемпературный нагрев применяется при высокотемпературной термомеханической обработке, при нагреве под закалку токами высокой частоты, при газовой цементации с нагревом т.в.ч., при высокотемпературной цементации и др.

Сущность процесса высокотемпературного (при температуре, превосходящей обычную на несколько сот градусов) нагрева заключается в следующем. При нагреве стали выше точки A_{C3} происходит процесс перекристаллизации, вызывающий при переходе α -железа в γ -железо наклеп зерен аустенита, затем рекристаллизацию их и рост или собирательную рекристаллизацию. Процесс рекристаллизации происходит в некотором интервале температур. Эта зона должна быть использована для высокотемпературного нагрева. На практике высокотемпературный нагрев применяется, например, при нагреве под закалку инструмента из быстрорежущей стали и при исправлении структуры стального слитка (гомогенизация).

Термомеханическая обработка. Термомеханическая обработка – это совокупность процессов деформации, нагрева и охлаждения в различной последовательности, в результате чего деформирование структуры сплава и изменение его свойств происходит в условиях повышенной плотности и соответствующего распределения несовершенств строения, созданных наклепом. Особенностью термомеханической обработки является то, что наряду со значительным повышением прочности увеличивается пластичность металла, что обуславливает повышение сопротивления хрупкому разрушению и, следовательно, конструктивной прочности и эксплуатационной надежности деталей.

Сущность процесса термомеханической обработки (ТМО) заключается в интенсивном наклепе материала в области надежной устойчивости аустенита и очень быстром охлаждении, необходимом для того, чтобы мартенситное

превращение происходило в сплаве с повышенной плотностью дислокаций, в результате чего получается мелкодисперсная структура.

Различают два вида термомеханической обработки: высокотемпературная (ВТМО) и низкотемпературная (НТМО) (рис. 36). Оба процесса связаны в действии наклепа: в первом случае при температуре выше порога рекристаллизации, а во втором – ниже порога рекристаллизации, но выше температуры превращения мартенсита. Как в первом, так и во втором процессе нагрев производится выше A_{C3} с тем, чтобы перевести сталь в аустенитное состояние. При ВТМО наклеп (штамповка, прокатка) производится без подстуживания. При НТМО сталь подстуживается перед штамповкой или прокаткой до $400 - 500^{\circ}\text{C}$, аустенит переохлаждается и в таком состоянии подвергается деформации.

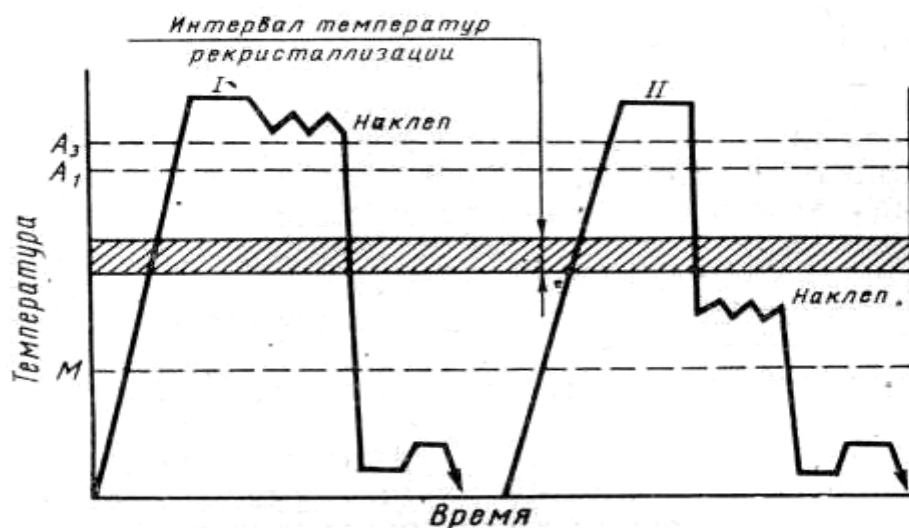


Рис. 36. Диаграмм ВТМО и НТМО

Высокотемпературная термомеханическая обработка проводится по следующей схеме: аустенизация при $1150 - 1200^{\circ}\text{C}$, подстуживание до температуры A_{C3} , пластическая деформация до $25 - 30\%$ при температуре выше A_{C3} , немедленное охлаждение в масле и отпуск при $100 - 200^{\circ}\text{C}$. В результате такого технологического процесса происходит наклеп исходного аустенита с образованием мелкоблочной структуры. Последующее быстрое охлаждение приводит к получению конечной структуры мелкодисперсного мартенсита.

После высокотемпературной термомеханической обработки стали приобретают высокую прочность и высокую пластичность, устраняется

хрупкость конструкционных сталей, уменьшается склонность легированных сталей к трещинообразованию.

Низкотемпературная термомеханическая обработка производится по следующей схеме: аустенизация при $1000 - 1100^{\circ}\text{C}$, подстуживание до температур существования метастабильного аустенита (но ниже температуры начала рекристаллизации), пластическая деформация на 75 – 95% при этой температуре, охлаждение в воде или масле и низкотемпературный отпуск.

Низкотемпературная термомеханическая обработка в большей степени повышает прочностные характеристики стали, чем высокотемпературная. Недостатком НТМО является сохранение склонности стали к отпускной хрупкости, кроме того такая обработка требует мощного оборудования, так как для повышения прочности необходима более высокая степень деформации (75 – 95%) за ограниченное число проходов. Низкотемпературной термомеханической обработке можно подвергать только стали с широкой зоной устойчивого аустенита.

Детали, подвергаемые термомеханической обработке, должны быть изготовлены в окончательной форме и размерах, поскольку после упрочнения стали механическая обработка резанием усложняется и во многих случаях вообще невозможна. Кроме того, детали, упрочненные термомеханической обработкой, можно применять в основном при температурах не выше $200 - 300^{\circ}\text{C}$. Выше этих температур эффект упрочнения резко снижается. С повышением температуры отпуска твердость снижается, а вязкость повышается.

Кроме ВТМО и НТМО существуют процессы, основанные тоже на деформации стали в аустенитном состоянии, но при охлаждении в поле магнитного потока. Такой процесс называется термомеханической обработкой. При этом процессе происходит дальнейшее дробление блоков в момент перехода аустенита в мартенсит и измельчение тонкой структуры. К числу новейших методов повышения прочности стали относится метод термомагнитной обработки без механического воздействия. Он состоит в том,

что детали, нагретые под закалку, охлаждаются под воздействием мощного электромагнитного поля. Для создания электромагнитного поля в закалочный бак помещается соленоид или электромагнит. В результате такой обработки временное сопротивление и предел текучести повышаются на 35 – 70 кГ/мм². В заключение необходимо отметить упрочнение стали старением.

Старение. Старение бывает искусственное и естественное. Искусственное старение происходит при температурах 100 – 170 °С в течение нескольких часов, а естественное при комнатной температуре в течение нескольких месяцев и лет. Результаты естественного старения наблюдаются при длительном хранении холоднокатаной стали на складе. Старение закаленной стали характеризуется выделением дисперсных карбидов из игол мартенсита. Искусственное старение применяется для стабилизации размеров калибров и деталей. Старение холоднокатаной малоуглеродистой стали происходит в результате выделения мельчайших частиц карбидов и нитридов.

3.3. Химико-термическая обработка

Поверхностное упрочнение стальных деталей, помимо закалки током высокой частоты, может быть осуществлено с помощью процессов химико-термической обработки, заключающихся в насыщении поверхности стали углеродом, азотом, хромом и другими элементами.

Цементация и нитроцементация. В машиностроении наиболее распространен процесс цементации – насыщение углеродом с помощью твердого, газообразного или жидкого вещества. Вещество, применяемое для процесса цементации, богатое углеродом, называется карбюризатором. Кроме процесса цементации, существуют процессы нитроцементации и цианирования. При ведении процессов нитроцементации и цианирования происходит одновременное насыщение стали углеродом и азотом. Применяется также процесс азотирования – насыщения стали азотом. Общим для всех процессов является то, что насыщение поверхности стали углеродом и азотом происходит из газовой фазы. Содержание углерода в цементованном слое зависит от температуры, состава и давления газа, а также от химического состава стали.

Глубина цементованного слоя зависит, при прочих равных условиях, от длительности процесса.

Процесса насыщения углеродом или азотом заключается в том, что при определенной температуре происходит диссоциация, т.е. распад молекул газов, содержащих углерод и азот, и образование активных атомов этих газов, диффундирующих с поверхности в глубь металла. Реакции протекают следующим образом: $2\text{CO} \leftrightarrow \text{CO}_2 + \text{C}$; $\text{NH}_3 \leftrightarrow 3\text{H} + \text{N}$.

Выделившиеся элементы в первый момент соприкосновения с металлом адсорбируются на поверхности, растворяются в нем, а затем диффундируют вглубь. Цементация производится с расчетом получения в поверхностном слое не более 0,8% углерода. Увеличение содержания углерода приведет к образованию в слое цементита, что не всегда желательно, так как при последующей закалке слой может подвергнуться охрупчиванию. Обычно в структуре цементованного и закаленного слоя содержится мартенсит и небольшое количество аустенита.

Диффузия углерода с поверхности вглубь должна производиться со скоростью, при которой не происходит избыточное насыщение стали углеродом, приводящее к образованию карбидной сетки по границам зерен аустенита или к образованию крупных включений карбидов. Качество цементованных деталей зависит также от глубины слоя. Глубина слоя должна быть тем меньше, чем выше содержание углерода в стали. Установлено, что при чрезмерном увеличении глубины слоя уменьшается контактная прочность, и слой продавливается. При повышении содержания углерода в цементуемой стали упрочняется переходный слой и тем самым повышается сопротивление продавливанию слоя при больших нагрузках, что предотвращает образование так называемого питтинга – осповидного выщербления металла. После цементации и последующей закалки в зависимости от структуры стали близ поверхности получается твердость на поверхности деталей HRC 56–65.

Сердцевина детали должна иметь структуру, состоящую из сорбита или троосто - сорбита. В структуре не должно быть феррита, так как он имеет

низкую прочность и при критических нагрузках является причиной образования усталостных трещин. Образование сорбита зависит от содержания в стали углерода, от прокаливаемости и массы детали. Поэтому структура в сердцевине цементованной и закаленной детали, имеющей различное сечение, будет различной. Важно, чтобы в этом случае не было в сердцевине феррита.

После цементации и закалки детали подвергаются отпуску при $180 - 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение не менее 1 ч. Твердость при этом снижается на 2 – 3 единицы. Если в эксплуатации деталь не подвергается ударным нагрузкам, целесообразно не подвергать ее отпуску, поскольку после отпуска снимаются сжимающие напряжения в поверхностных слоях, а это снижает усталостную прочность детали. Цементации подвергаются стали с содержанием углерода до 0,40%. Сталь должна быть мелкозернистой (зернистость 7 – 8 баллов) и иметь требуемую прокаливаемость. Газовая цементация производится при температуре $900 - 930\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение времени, необходимого для получения заданного слоя. Обычно для получения слоя глубиной около 1 мм требуется 5 – 6 ч для деталей весом 1 – 2 кг. Науглероживание происходит с момента образования аустенита, т.е. при температуре несколько выше $723\text{ }^{\circ}\text{C}$. Степень науглероживания зависит от температуры. Разница, например, в $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ уже вызывает увеличение скорости науглероживания примерно на 40%. Цементацию можно производить в печах любой конструкции: камерных, муфельных, безмуфельных, шахтных, ретортных. Детали загружают в печь в ящиках, на поддонах или в специальных приспособлениях. После окончания цементации детали перед закалкой рекомендуется подстудить до $800 - 820\text{ }^{\circ}\text{C}$ с целью снижения степени деформации.

Для массового производства разработан процесс газовой цементации при нагреве деталей в индукционном поле. Длительность процесса сокращается с часов до минут при получении одной и той же глубины слоя и степени насыщения. В условиях массового производства процесс цементации и закалки полностью механизирован и производится с промывкой и низкотемпературным отпуском в автоматизированных агрегатах.

Применяется процесс также высокотемпературной цементации при 1000 – 1100 °С, с целью значительной интенсификации насыщения углеродом. Для высокотемпературной цементации необходимы специальные печи, детали могут изготавливаться только из специальных сталей, не склонных к росту зерен, например из стали 30ХГТЦ (с цирконием).

Наряду с цементацией применяется более совершенный процесс – нитроцементация. Этот процесс более экономичен, так как производится при температурах от 600 °С и выше. Происходит он интенсивнее, поскольку в состав газового карбюризатора входит азот, который интенсифицирует насыщение стали углеродом и одновременно способствует повышению твердости вследствие образования в слое нитридов и легирования мартенсита азотом. Существует три вида процесса нитроцементации: первый, когда необходимо получить высокую твердость на поверхности при глубине слоя не выше 0,05 мм; второй – когда требуется минимальная деформация детали при закалке, и третий, когда требуется высокая твердость после закалки и слой глубиной более 0,35 мм. Процесс нитроцементации рационально вести при содержании в газе - карбюризаторе не более 5% аммиака. Аммиак вводится в карбюризатор либо непосредственно, либо в камеру печи. При температуре процесса аммиак диссоциирует на водород и азот. Азот способствует интенсификации насыщения углеродом, поэтому в слое получается больше остаточного аустенита и он легирован азотом.

Нитроцементации рекомендуется подвергать детали из среднеуглеродистой стали. Отпуск нитроцементованных деталей производится так же, как и цементованных при 180 – 200 °С, но в течение не менее 2 ч.

Цианирование. Жидкостное цианирование производится в расплавленных солях с добавкой цианистых соединений. Применяются смеси солей бария, натрия и калия, например, применяется ванна, состоящая из 10%NaCN, 80%BaCl₂ и 10%NaCl. Основным компонентом состава цианистых ванн является группа CN. При увеличении содержания CN увеличивается степень насыщения поверхности углеродом и азотом. Температура ванны

поддерживается в пределах 820 – 850 °С. Длительность процесса – несколько минут. Процесс цианирования токсичен и его можно проводить только при соблюдении требований техники безопасности.

Низкотемпературное цианирование применяется для обработки инструмента из быстрорежущей стали. Процесс ведется при температуре 500 – 600 °С. Стойкость цианированного инструмента значительно повышается.

Азотирование. К числу процессов химико-термического упрочнения относится процесс азотирования. Он применяется как для повышения износостойкости поверхности деталей, так и для защиты поверхности от коррозии. Азотированию подвергают детали из специальных сталей, содержащих элементы, образующие нитриды. Обычно применяют стали, содержащие хром, молибден, алюминий.

Азотированию для защиты от коррозии подвергают детали из легированных и углеродистых сталей. Поковки перед механической обработкой подвергают улучшению с целью повышения прочности стали и создания подслоя, хорошо защищающего от продавливания азотированный слой. Процесс азотирования ведется при температуре 500 – 600 °С в атмосфере азота. Атомарный азот диффундирует в металле и образует твердые соединения – нитриды и азотистый аустенит. Для получения слоя глубиной 0,5 мм необходимо вести процесс в течение 40 ч в две ступени: первая – при температуре 500 – 550 °С и вторая – при температуре 550 – 600 °С. После азотирования детали охлаждают с печью до 200 °С. Деформации деталей практически не происходит. Твердость азотированного слоя около HV 1200.

Сульфидирование. Сульфидирование ведется в цианистых ваннах с добавкой сернокислых солей натрия и роданистых солей калия и аммония при температуре 550 – 600 °С. Сульфидирование по существу является процессом низкотемпературного цианирования с одновременным покрытием поверхности стали слоем серы толщиной в несколько микрон.

Диффузионная металлизация. Поверхность деталей можно упрочнить с помощью диффузионной металлизации, – насыщения поверхности стальных

или чугуновых деталей алюминием (алитирование), хромом (хромирование), бором (борирование) и другими элементами. Процессы металлизации ведутся либо с применением металлических порошков, либо в газовых средах, либо в жидком металле, например в расплавленном алюминии. Можно вести процесс насыщения одновременно двумя элементами. Процесс металлизации ведется при $1000 - 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ длительное время.

Обработка холодом. Обработка заключается в охлаждении закаленной стали, имеющей в структуре остаточный аустенит. Сущность процесса заключается в том, что охлаждение ниже комнатной температуры уже вызывает дополнительно образование мартенсита из остаточного аустенита. Чем ниже температура, тем эффективнее идет процесс. Процесс целесообразно вести с понижением до температуры конца мартенситного превращения $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Во избежание образования трещин обработке холодом рекомендуется подвергать детали не сразу после закалки, а после отпуска.

Вакуумный нагрев. Нагрев производят в печах в вакууме до 10^{-4} мм рт. ст. При этом удаляются и газы, содержащиеся в металле. Вакуумный процесс закалки производят в двух камерах печи. В первой камере детали нагреваются, а во второй охлаждаются. Камера охлаждения заполняется инертным газом и ее стенки охлаждаются водой. Вакуумный нагрев применяют при обработке проволоки, ленты, при волочении, прокатке.

Нагрев в электролите. Нагрев производится в ванне, наполненной электролитом, например раствором углекислого натрия. Деталь (катод) погружают в электролит и к ней присоединяют отрицательный полюс, а к ванне (анод) — положительный. На поверхности детали выделяется водород, окружающий ее газовой оболочкой. Оболочка оказывает сопротивление прохождению тока, вследствие чего деталь нагревается до температуры выше A_{C3} . После выключения тока деталь охлаждают в электролите или переносят в ванну для охлаждения.

Контактный электронагрев. Контактный нагрев осуществляется при прохождении тока через контактный ролик и деталь. Медный ролик катится

вокруг цилиндрической детали (шейка коленчатого вала) по спирали. Через ролик и деталь проходит ток, нагревающий металл в месте контакта. Этот процесс не нашел практического применения, так как вследствие неоднородного нагрева и охлаждения.

Гомогенизация и реставрация. Процесс «гомогенизации» заключается в том, что штампованные детали, изготовленные из малоуглеродистой стали подвергаются цементации для получения по всему сечению детали высокого содержания углерода. После цементации детали подвергают закалке и тем самым повышают их прочность. Насыщение углеродом производится при контроле по точке росы. Это позволяет получить одинаковое содержание углерода как в тонких, так и в толстых местах детали. Процесс чрезвычайно выгоден, так как при этом снижается стоимость металла, снижается расход электроэнергии, а самое главное, детали можно штамповать, а не обрабатывать на металлорежущих станках.

Процесс реставрации также основан на использовании газовой цементации в процессе изготовления высадкой многих видов деталей: винтов, болтов, пальцев и пр. Все эти детали изготавливаются из малоуглеродистых сталей или из прутков, специально обезуглероженных для облегчения процесса высадки, снижения расхода инструмента и электроэнергии и повышения производительности станков. Высаженные детали подвергаются газовой цементации для науглероживания до исходного или большего содержания углерода с использованием автоматического контроля степени насыщения углеродом по точке росы. После цементации детали либо охлаждаются на воздухе, либо подвергаются закалке и отпуску.

4. ОСНОВЫ ПРИМЕНЕНИЯ СТАЛЕЙ

Сталь – основной металлический материал, широко применяемый для изготовления деталей ядерных реакторов, машин, летательных и космических аппаратов, приборов, различных инструментов и строительных конструкций. Широкое использование сталей обусловлено комплексом механических,

физико-химических и технологических свойств. Методы широкого производства стали были открыты в середине XIX в. В это же время были уже проведены и первые металлографические исследования железа и его сплавов.

4.1. Классификация сталей

Как указывалось выше, сталями называются железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода до 2,14%. Содержание марганца – также принципиальный дифференцирующий фактор, причем сталь может содержать до 0,25% Mn. Стали после литья обладают достаточной ковкостью.

Стали сочетают высокую упругость с достаточной статической и циклической прочностью. Эти параметры можно менять в широком диапазоне за счет изменения концентрации углерода, легирующих элементов и технологий термической и химико-термической обработки. Изменяя химический состав, можно получить, стали с различными свойствами. Углеродистые стали, классифицируют по содержанию углерода, назначению, качеству, степени раскисления и структуре в равновесном состоянии.

Стали, устойчивые против электрохимической коррозии, называются коррозионно-стойкими (нержавеющими). Устойчивость стали против коррозии достигается введением в нее элементов, образующих на поверхности плотные, прочно связанные с основой защитные пленки, препятствующие непосредственному контакту стали с агрессивной средой, а также повышающие ее электрохимический потенциал в данной среде.

Нержавеющие стали, разделяют на две основные группы: хромистые и хромоникелевые.

Хромистые коррозионно-стойкие стали применяют трех типов: с 13, 17 и 27 % Cr, при этом в сталях с 13 % Cr содержание углерода может изменяться в зависимости от требований в пределах от 0,08 до 0,40 %. Структура и свойства хромистых сталей зависят от количества хрома и углерода. В соответствии со структурой, получаемой при нормализации, хромистые стали подразделяют на следующие классы: ферритный (стали 08X13, 12X17, 15X25T, 15X28), мартенситно-ферритный (12X13) и мартенситный (20X13, 30X13, 40X13).

Хромоникелевые нержавеющие стали в зависимости от структуры подразделяют на аустенитные, аустенитно-мартенситные и аустенитно-ферритные. Структура хромоникелевых сталей зависит от содержания углерода, хрома, никеля и других элементов.

Стали аустенитного класса с 18% Cr и 9-10% Ni (12X18H9, 17X18H9 и др.) в результате закалки приобретают аустенитную структуру и характеризуются высокой пластичностью, умеренной прочностью, хорошей коррозионной стойкостью в окислительных средах. Эти стали технологичны (хорошо свариваются, штампуются, подвергаются холодной прокатке и т.д.).

Стали 12X18H9, 17X18H9 после медленного охлаждения из аустенитной области имеют структуру состоящую из аустенита, феррита и карбидов. С целью растворения карбидов, а также предотвращения их выделения в процессе медленного охлаждения аустенитные стали нагревают до 1050 – 1120 °С и закаливают в воде, масле или на воздухе. Аустенитные стали не склонны к хрупкому разрушению при низких температурах, поэтому хромоникелевые коррозионно-стойкие стали широко используются в криогенной технике для хранения сжиженных газов, изготовления оболочек топливных баков и ракет.

Стали аустенитно-мартенситного класса (09X15H8Ю, 09X17H7Ю) получили широкое применение в основном как высокопрочные. Они хорошо свариваются, устойчивы против атмосферной коррозии. С целью обеспечения достаточной прочности и одновременно повышенной коррозионной стойкости сталь 09X15H8Ю подвергается следующей термической обработке: закалке на аустенит (925 – 975 °С) с последующей обработкой холодом (–70 °С) и старением (350 – 380 °С). Эти стали применяют для изготовления обшивки, сопловых конструкций и силовых элементов узлов летательных аппаратов.

Стали аустенитно-ферритного класса (08X22H6T, 03X23H6, 08X21H6M2T, 10X25H5M2 и др.) содержат 18 – 30 % Cr, 5 – 8 % Ni, до 3 % Mo, 0,03 – 0,10 % C, а также добавки Ti, Nb, Cu, Si и Ni. Эти стали после закалки в воде с 1000 – 1100 °С имеют структуру, состоящую из равномерно распределенных между собой зерен аустенита и феррита с содержанием последнего порядка 40 – 60 %.

Эти стали, применяют в химическом и пищевом машиностроении, судостроении, авиации, медицине.

Среди сталей следует выделить хладостойкие и радиационностойкие стали. Явление хладноломкости, т.е. хрупкого разрушения, связанного с действием низких температур, впервые стало предметом широкого обсуждения в связи с бурным строительством железных дорог в конце XIX века.

При понижении температуры наблюдаются аварии газо- и трубопроводов, мостов, резервуаров, нефтехранилищ. В период зимнего отстоя судов наблюдается возникновение трещин по бортам и днищу, а также случаи полного разрушения судов. Зародыши трещин, как правило, располагаются в разупрочненных местах термического влияния сварки и зонах концентрации напряжений.

Стимулом для развития криогенной техники явилось осуществление космических и ядерных программ. Важнейшим фактором дальнейшего развития техники низких температур является создание материалов, пригодных для работы в этих условиях.

Конструирование и выпуск хладостойкой и криогенной техники должны быть основаны на глубоком знании поведения материалов при низких температурах, надежных методах оценки работоспособности и долговечности материалов, научно обоснованных рекомендациях по выбору материалов.

Под хладостойкостью материала понимают способность его сопротивляться деформации и разрушению при понижении температуры.

Обычно минимальная рабочая температура определяется температурой вязко-хрупкого перехода, при которой вязкость падает до неприемлемо малых значений. Эту характеристику можно оценивать, в частности, задавая требуемый уровень ударной вязкости или долю вязкой составляющей в изломе. Однако вид излома в некоторых случаях не дает объективной оценки критической температуры хрупкости. При испытании аустенитных сталей излом сохраняет вязкий характер во всем температурном диапазоне.

Проведение испытаний на динамический изгиб образцов с концентратором напряжений позволяет дополнительно учесть влияние скорости нагружения и получить при этом более высокие критические температуры большинства сталей. Использование вместо образцов типа Менаже ($R = 1$ мм) образцов с более острым надрезом типа Шарпи ($R = 0,25$ мм) или с инициированной усталостной трещиной позволяет более надежно выявить критическую температуру хрупкости. По хладостойкости металлические материалы, используемые при низких температурах, условно могут быть разбиты на четыре основные группы:

1. Металлы и сплавы, характеристики механических свойств которых позволяют использовать их до -60 °С. Они являются основными конструкционными материалами холодильного машиностроения. Их используют также для изготовления изделий так называемого северного исполнения. К этой группе относятся качественные углеродистые и низколегированные стали ферритного и перлитного классов с ОЦК решеткой.

2. Ко второй группе относятся сплавы, сохраняющие вязкость и пластичность при охлаждении до 170 К. Это стали с 0,2 – 0,3% С, дополнительно легированные Ni, Cr, Ti, Mo. К этой группе относятся, например, низкоуглеродистые ферритные стали с 2 – 5% Ni, используемые при температурах 210 – 150 К.

3. К третьей группе относятся сплавы, способные без ухудшения свойств выдерживать температуры до 77 К (температура кипения жидкого азота). Сюда относятся стали типа 12X18H10T, 0H9A, большинство сплавов на основе Al, Ti, Cu, не обнаруживающих склонности к хрупкому разрушению. Для ненагруженных конструкций с целью экономии Ni применяют Cr–Mn и Cr–Ni–Mn стали типа 10X14Г14Н4Т (ЭИ711), 03X13АГ19 (ЧС36), 07X21Г7АН5 (ЭП222).

4. К четвертой группе относятся сплавы, используемые для работы при температуре ниже 77 К. К этой группе принадлежат материал, используемые в космической технике, производстве и потреблении водорода,

экспериментальной физике. Для работы при таких температурах пригодны лишь высоколегированные коррозионностойкие стали типа 10X11H23T3MP (ЭП33), 03X20H16AG6, некоторые бронзы, никелевые, алюминиевые сплавы, легированные Mg, и сплавы титана.

С понижением температуры прочностные характеристики стали растут, а вязкость и пластичность уменьшаются. Механические свойства и работоспособность сталей, применяемых для хладостойких конструкций, а также в холодильном и криогенном машиностроении, зависят от многих факторов. К ним, прежде всего, относится тип кристаллической решетки, размер зерна и состояние его границ, содержание легирующих элементов и примесей, форма и размеры неметаллических включений. Насыщение металла водородом увеличивает хрупкость стали. Сварка способствует росту зерна и дополнительному наводороживанию, что увеличивает хладноломкость сварных соединений. Кроме того, нагрев при сварке может способствовать фазовым превращениям и выделением примесей по границам зерен, что также повышает хрупкость стали.

На практике при низких температурах могут наблюдаться хрупкие разрушения при напряжениях ниже предела текучести. Это происходит потому, что в металле всегда имеются трещины или трещиноподобные дефекты. Они являются концентраторами напряжений и инициируют разрушения. Для получения хладостойких сталей необходимо снижать концентрацию углерода. При этом одновременно улучшается свариваемость стали. Присутствие некоторого количества перлита в структуре необходимо для обеспечения достаточного уровня прочности стали.

Легирующие элементы оказывают влияние на свойства феррита, положение критических точек в стали, кинетику $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращения и размер зерна.

Одновременное повышение твердости, прочности и ударной вязкости обеспечивает никель во всем диапазоне концентраций и марганец в количестве до 2,0%. Хром мало влияет на твердость феррита, но при содержании до 1,5%

увеличивает его вязкость. Увеличение содержания кремния более 0,8% приводит к резкому снижению ударной вязкости. Кремний и марганец во всем исследованном диапазоне концентраций значительно повышают твердость феррита. Введение в сталь марганца до 2% и кремния до 0,8% приводит к заметному упрочнению ферритной матрицы, почти не ухудшая ее пластичности и вязкости. Большое влияние на характер разрушения оказывает размер зерна стали. При измельчении зерна растет предел текучести и одновременно снижается температура перехода в хрупкое состояние. Увеличение средних размеров зерен малоperlитной низколегированной стали от 15 до 50 мкм за счет изменения режима аустенитизации и скорости охлаждения приводит к повышению критической температуры на 60 °С и снижению ударной вязкости на 40 – 50 Дж/см². Для одновременного повышения прочности и хладостойкости стали широко применяют микролегирование сильными карбонитридообразующими элементами. С этой целью используют металлы IV и V групп: ванадий, ниобий, титан и цирконий.

4.2. Углеродистые стали

Углеродистая сталь содержит, кроме углерода, марганец, кремний, серу и фосфор. Кроме того, в ней содержатся газы: кислород, азот, водород. Никель, хром, медь и другие элементы, переходящие из шихты в минимальных количествах, считаются в стали случайными примесями. По способу выплавки углеродистая сталь подразделяется на мартеновскую, конверторную, электрическую, бессемеровскую, томасовскую и тигельную.

Свойства стали меняются в зависимости, главным образом, от содержания углерода. В углеродистой стали обычного качества допускается содержание не более 0,7% марганца, не более 0,5% хрома, не более 0,05% серы и не более 0,05% фосфора. Марганец и кремний вводят в сталь при выплавке с целью раскисления стали, т.е. перевода в шлак закиси железа. Марганец, кроме того, вступает в реакцию с серой, образуя сульфид марганца, который в большом количестве переходит в шлак. Оставшиеся сульфиды марганца при прокатке протягиваются в продолговатые линзы, которые являются концентраторами

напряжений во время работы деталей, поэтому сернистые включения в стали допустимы в минимальных количествах. Сера, как и фосфор, попадает в сталь из руд и из печных газов. Сера вступает также в реакцию с железом и образует сульфид железа, входящий в состав эвтектики, образующейся при 985 °С.

Сульфид железа, возникая по границам зерен, делает сталь хрупкой при температуре выше 800 °С. Это явление называется красноломкостью. Если в стали слишком много серы, в деталях при ковке и штамповке образуются трещины. Фосфор образует фосфид железа. Растворяясь в железе, фосфор вызывает хладноломкость, т.е. снижает пластичность и повышает температуру перехода в хрупкое состояние. Сера и фосфор при выплавке в основных мартеновских и электрических печах в значительной части удаляются в шлак. Газы в стали могут находиться либо в свободном состоянии, либо образовывать неметаллические включения (оксиды или нитриды).

По способу раскисления сталь подразделяется на кипящую, полуспокойную и спокойную. Кипящая сталь раскисляется только марганцем. Полуспокойная сталь раскисляется марганцем и алюминием и спокойная – марганцем, кремнием и алюминием. Кипящая сталь широко применяется при холодной штамповке, так как вследствие малого содержания кремния ее феррит мягок и пластичен и пластическая деформация проходит легко. Спокойная сталь является более качественной и широко применяется в машиностроении. При разливке спокойной стали в слитке образуется усадочная раковина, которая удаляется перед прокаткой. В кипящей стали образуются пузыри и она имеет неоднородный химический состав в разных сечениях слитка.

В слитке стали могут быть дефекты: усадочные раковины, пористость, подкорковые пузыри, дендритная и зональная ликвации, флекконы. Эти пороки переходят и в прокат. В прокате могут быть следующие дефекты: волосовины, мелкие поверхностные трещины, неметаллические включения, закаты. Причиной образования волосовин являются незаварившиеся пузыри с окисленными при нагреве стенками. Пороками стали являются также включения сульфидов, оксидов, силикатов.

В литой стали наблюдается крупная структура, характеризующая перегрев. Такая структура называется видманштеттовой (см. рис. 35).

При прокатке стали зерна деформируются, вытягиваются и превращаются в волокна. Пластические свойства волокнистого металла (удлинение, сжатие, ударная вязкость вдоль и поперек волокна) неодинаковы. Обычно у образцов, вырезанных поперек волокна, пластические свойства на 50% ниже, чем у образцов, вырезанных вдоль волокна. Поэтому при конструировании деталей необходимо предусматривать расположение волокон в поковках или деталях, если они изготавливаются из прутков, и не допускать их перерезания при обработке. Примером правильной технологии может служить изготовление коленчатых валов методом гибки со штамповкой щек. А примером ослабления прочности при перерезании волокон может служить изготовление зубчатых шестерен непосредственно из прутка. При ударах зубья таких шестерен легко выламываются.

К числу наиболее опасных дефектов стали относятся флокены и дендритная ликвация. Флокены встречаются в кованой и катаной стали в виде белых пятен в изломе. Если в стали обнаружен такой дефект вся плавка и детали, изготовленных из нее, должны быть забракованы, так как в эксплуатации поломка таких деталей неизбежна. Происхождение флокенов объясняется задержкой в стали водорода в момент остывания слитка. При температуре около 200 °С водород еще выделяется и создает большие напряжения, приводящие к образованию трещин (флокенов).

Дендритная ликвация наблюдается в стали вследствие неоднородности и неодновременности кристаллизации металла, поэтому при прокатке слитка имеющиеся скопления тех или иных элементов или соединений между дендритами прокатываются с образованием полосчатости (строчечности), снижающей вязкость металла (рис. 37).

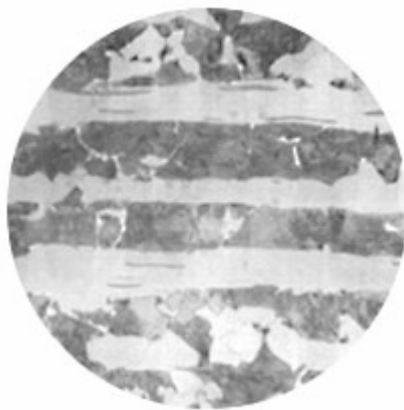


Рис. 37. Полосчатая структура

Углеродистые стали подразделяются на машиностроительные обыкновенного качества, конструкционные и инструментальные. В отдельной группе находятся листовая сталь для холодной штамповки и автоматная сталь для скоростной обработки резанием. Машиностроительная сталь обыкновенного качества подразделяется на две группы А и Б и одну подгруппу В: А – стали, поставляемые по механическим свойствам; Б – стали, поставляемые по химическому анализу, и В – стали, поставляемые одновременно по химическому анализу и по механическим свойствам.

Машиностроительные стали маркируются следующим образом. Вначале в зависимости от способа выплавки (мартеновский или бессемеровский) ставят буквы М или Б, затем марка стали Ст. 1; Ст. 2 и т.д., а затем буквы «кп» (кипящая) или «пс» (полуспокойная), например сталь марки МСт. 5кп или БСт. 3сп. Стали, поставляемые по химическому составу и механическим свойствам (подгруппа В), обозначаются впереди буквой В; конверторная сталь обозначается буквой К (например, КСт. 6).

Детали из сталей этих групп термической обработке обычно не подвергаются. Предел прочности их при растяжении колеблется в зависимости от содержания углерода в пределах от 30 до 70 кГ/мм², предел текучести – около 35 кГ/мм². Конструкционные качественные углеродистые стали подразделяются на две группы: с пониженным и с повышенным содержанием марганца. Стали с повышенным содержанием марганца подразделяются на две подгруппы: с содержанием марганца от 0,70 до 1,00% и от 0,90 до 1,20%.

Конструкционная углеродистая сталь выплавляется преимущественно в мартеновских печах.

Детали из конструкционной углеродистой стали подвергаются термической и химико-термической обработке. Из углеродистой стали изготавливаются винты, болты, гайки, лента, полосы, проволока, трубы, лист, прутки горячей и холодной прокатки. Металл после холодной прокатки получает наклеп и поставляется либо в нагартованном, либо отожженном состоянии. При обжати до 98% высокоуглеродистая сталь с содержанием углерода около 1,2% может получить прочность 400 кГ/мм² в проволоке толщиной 0,1 мм.

Особую группу углеродистой стали представляет автоматная сталь, предназначенная для изготовления деталей на металлорежущих автоматических станках. Она содержит до 0,20% серы и до 0,50% фосфора. Оба эти элемента способствуют излому стружки, что предотвращает налипание металла на острые лезвия инструмента. Из автоматной стали изготавливают детали, не испытывающие во время работы ударных нагрузок. Листовая сталь для холодной штамповки изготавливается из кипящей стали с содержанием углерода около 0,08%.

4.3. Инструментальные стали

Инструментальные стали составляют особую группу, они применяются для изготовления режущего и мерительного инструмента и штампов. Характерной особенностью инструментальных сталей является высокая износостойкость как при резании, так и при холодной и горячей штамповке. Стали, применяемые для изготовления инструмента, подразделяются на следующие группы: углеродистые, легированные, быстрорежущие и штамповые для штампов холодной и горячей штамповки. Для изготовления инструмента применяются также так называемые твердые сплавы.

Углеродистые стали. В эту группу стали входят марки, отличающиеся содержанием углерода: У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13. Каждая марка содержит углерод в пределах 0,1%. Все углеродистые стали содержат 0,15 –

0,35% марганца, до 0,15% хрома, 0,35% кремния и не более 0,02% серы и фосфора.

Легированные стали. В группу легированных сталей входят марки ХО5, ХО6, 65ХФ, 85ХФ, содержащие повышенное количество марганца и хрома (две последние легированы еще ванадием). Эти стали применяются для изготовления инструмента, от которого требуется высокая твердость при повышенной вязкости. Эта группа легированных сталей называется еще группой сталей пониженной прокаливаемости. Существует и группа легированных сталей повышенной прокаливаемости. В нее входят стали, содержащие не менее 1% каждого легирующего элемента. Инструментальные стали повышенной прокаливаемости подразделяются на три группы: 1) Х, 9ХС, ХГСВФ; 2) ХГ, ХВГ и 3) В1, ХВ5.

Марка этих сталей указывает, какие элементы входят в их состав: ХВГ – хром, вольфрам, марганец; В1 – вольфрам. Сталь ХВ5 из-за высокой твердости называется алмазной. Все эти стали отличаются высокой твердостью, износостойкостью и устойчивостью против отпуска.

Быстрорежущие стали. Высокие скорости резания требуют стойкости режущей кромки инструмента против затупления и поломки, особенно когда температура при резании повышается до красного каления, т.е. выше 500 °С. Длительная стойкость режущего инструмента при высоких температурах около 500 – 600 °С называется красностойкостью. Это значит, что сталь при этой температуре сохраняет высокую твердость, обусловливаемую наличием карбидов. Следовательно, необходимо легировать сталь такими элементами, которые создают устойчивые при высокой температуре карбиды. Такие карбиды не коагулируют (размеры их не увеличиваются) при повышении температуры, а сохраняют дисперсную форму. К числу легирующих элементов, создающих устойчивые карбиды, относятся вольфрам, молибден, ванадий, хром, титан и др. Коагуляция их карбидов происходит при температуре выше 500 °С. При отпуске выше 600 °С происходит также распад мартенсита и твердость снижается. Все или некоторые из этих элементов входят в состав

известных быстрорежущих сталей. Из числа применяемых быстрорежущих сталей выделяются стали марок P18, P9 и P9Ф5. Марки быстрорежущей стали имеют в обозначении букву Р (от слова «рапид» – скорость). Цифра после буквы Р обозначает содержание основного элемента – вольфрама. Сталь марки P18 – содержит 18% вольфрама, P9 – 9% вольфрама. Сталь P9Ф5 содержит 9% вольфрама и 5% ванадия.

Помимо карбидообразующих элементов в состав быстрорежущих сталей входит также кобальт, не образующий карбидов, но повышающий красностойкость. Карбиды, входящие в состав быстрорежущей стали, существуют трех видов: M_6C , MC и $M_{23}C_6$. Сталь P18 содержит только карбиды M_6C , а сталь P9 – все три карбида. В стали P18 содержится 25% карбидов M_6C , в стали P9 содержится 16% карбидов, а в стали P9Ф5 – 20%. При охлаждении расплавленной стали вначале выделяются первичные карбиды, после затвердевания – вторичные и при перлитном превращении – третичные карбиды. Послековки и отжига в структуре стали наблюдаются все три вида карбидов, которые отличаются по величине: крупные – первичные, средние – вторичные и мелкие (дисперсные) – третичные.

При нагреве до высокой температуры первичные карбиды не переходят в твердый раствор. При повышении температуры степень легированности аустенита повышается за счет растворимости вторичных карбидов. Следовательно, повышается легированность мартенсита, а с ней и красностойкость стали. Красностойкость стали P18 и P9 одинакова, так как в твердый раствор переходят только вторичные карбиды, а сталь P18 отличается от стали P9 повышенным содержанием первичных карбидов. Режущие свойства этих сталей до 625 °С одинаковы, но сталь P18 более устойчива против перегрева и, следовательно, против роста зерен при высокой температуре.

Штамповые стали. Для изготовления деталей методом штамповки, волочения, прокатки или прессования применяются штампы, валки, ролики, пуансоны и другие виды инструмента, испытывающие в процессе работы большие удельные давления. Для изготовления таких инструментов

применяется штамповая сталь. Она относится к группе инструментальных сталей и делится на две группы в зависимости от области применения: сталь для штампов, работающих при обычных температурах (штампы холодной штамповки) и при высоких температурах (штампы горячей штамповки). Сталь для штампов холодной штамповки или прокатки должна обладать высокой износостойкостью и вязкостью, поэтому для ее изготовления может быть использована наравне с легированной сталью и углеродистая сталь. Для штампов горячей штамповки или прокатки, а также для прессования из полужидкого металла сталь должна обладать высокими механическими свойствами в нагретом состоянии, высокой вязкостью и устойчивостью против износа, поэтому в этом случае применяется легированная сталь.

Сталь для штампов горячей штамповки должна обладать жаростойкостью, жаропрочностью, термостойкостью, вязкостью, прокаливаемостью и не должна быть склонной к отпускной хрупкости. На жаростойкость или склонность к окислению при высоких температурах штамповой стали обращают особое внимание, поэтому эта сталь легируется большим количеством хрома. При содержании в штамповой стали до 5% хром задерживает образование окалины до температуры 700 °С. Поскольку при штамповке температура на поверхности штампа обычно ниже 600 °С, то для обеспечения жаростойкости достаточно иметь в составе стали около 2% хрома, если при этом не требуется высокая прочность. По мере повышения температуры прочность штамповой стали снижается. При длительной работе штампов при высокой температуре может возникнуть явление ползучести, что также снижает стойкость стали. При температуре 200 – 300 °С возможно также появление синеломкости, т.е. снижения вязкости. Нагрев штампа до такой температуры недопустим. Во время работы штампы периодически нагреваются и охлаждаются, металл испытывает попеременное сжатие и расширение, что приводит к образованию трещин разгара.

Большинство штамповых сталей склонно к отпускной хрупкости, т.е. приобретает хрупкость при медленном охлаждении после отпуска. Поэтому

целесообразно вводить в сталь молибден, который значительно снижает склонность к отпускной хрупкости. Для штампов, при эксплуатации которых поверхность штампа нагревается до 500°C , применяют сталь перлитного класса, а для штампов, работающих в интервале температур $500 - 650^{\circ}\text{C}$, – сталь аустенитного класса.

Аустенитные стали, упрочняющиеся за счет выделения карбидов и карбонитридов, применяются для штампов, работающих при больших нагрузках. Присутствие в этих сталях никеля должно быть минимальным, поскольку никель способствует образованию остаточного аустенита. Поэтому штамповые стали для штампов горячей штамповки на тяжелых прессах и высадочных машинах изготавливаются из стали, не содержащей никеля.

В штамповой стали, так же как и в быстрорежущей, желательно присутствие элементов, образующих карбиды, поскольку они повышают красностойкость стали. Специальные карбиды коагулируют при более высокой температуре, чем карбид железа. Поэтому стали для штампов горячей штамповки легируют вольфрамом, ванадием, молибденом и титаном. Постоянным легирующим элементом в штамповых сталях является хром. Хром, входя в твердый раствор, повышает коррозионную стойкость стали и ее жаропрочность и теплостойкость, а также прокаливаемость и закаливаемость. Карбиды хрома устойчивы против коагуляции при температуре около 500°C , вследствие чего высокая твердость стали сохраняется. Присутствие в стали вольфрама, ванадия, молибдена в еще большей степени повышает ее красностойкость. Сталь, содержащая около 3% хрома и 0,5% углерода, устойчива против отпуска при температурах $400 - 500^{\circ}\text{C}$. Сталь с 4 – 5% хрома закаливается на воздухе без значительной деформации. Хромистая сталь применяется также для изготовления штампов холодной штамповки. Она обладает пониженной прокаливаемостью при высокой твердости поверхности.

Большое значение имеет присутствие в стали ванадия. Ванадий образует более износостойкие карбиды, чем все другие элементы, он повышает прочность и пластичность стали. Из числа карбидообразующих элементов

выделяется титан, образующий дисперсные карбонитриды и карбиды, которые упрочняют границы зерен и препятствуют росту зерен при высокой температуре.

Твердые сплавы. При особо тяжелых условиях резания и больших скоростях температура на поверхности режущего инструмента превышает 650°C . В этом случае применение быстрорежущей стали невозможно. При современных скоростях резания температура может достигать 1000°C . В этом случае необходимо применять инструмент из твердых сплавов. Твердый сплав относится к ложным сплавам, так как он представляет собой спеченную металлокерамическую смесь. Для приготовления твердых сплавов применяют порошки карбидов вольфрама и титана, которые смешивают с кобальтом, как со связующим элементом, прессуют и спекают при температуре около 2000°C .

Твердые сплавы обладают высокой твердостью, их нельзя обрабатывать режущим инструментом, поэтому изготовленные из них режущие части инструмента подвергаются лишь шлифованию. Пластины из твердого сплава применяют в составных инструментах.

Твердые сплавы подразделяются на три группы: ВК, ВТК, ТК. К первой группе относятся однокарбидные сплавы (карбид вольфрама), ко второй – двухкарбидные (карбиды вольфрама и титана), к третьей – однокарбидные (карбид титана). Для обработки стали применяют сплав ВТК; для хрупких металлов – сплав ВК и для обработки горных пород и бурения скважин – сплав ТК. Прочность и твердость твердых сплавов зависит от содержания в них кобальта. Чем больше кобальта, тем выше прочность при изгибе, но меньше твердость. Кобальт влияет также на красностойкость сплава: чем меньше кобальта, тем ниже красностойкость. Титан способствует повышению износостойкости и красностойкости сплава. Кроме спеченных твердых сплавов, изготавливают литые сплавы. Их применяют в виде электродов для наплавки поверхности штампов и других истирающихся поверхностей.

Из металлических порошков изготавливаются антифрикционные сплавы, фрикционные материалы, тугоплавкие металлы, тяжелые сплавы и керметы.

Антифрикционные сплавы из порошков металлов отличаются пористостью и повышенной износостойкостью, так как хорошо смачиваются маслом. Так изготавливаются подшипниковые сплавы из порошка железа с графитом и меди с графитом. Фрикционные сплавы изготавливаются из порошков меди, олова, железа с добавкой кремния, асбеста, графита, талька, свинца. Тугоплавкие металлы (вольфрам, молибден, титан и др.) получают из порошков методом восстановления. Керметы – это порошковые сплавы, полученные из металлов и керамических материалов.

4.4. Конструкционные легированные стали и стали с особыми свойствами

Легированные конструкционные стали созданы на основе углеродистой стали, в которую введены различные элементы, придающие необходимые свойства: прокаливаемость, прочность, вязкость, износостойкость, жаропрочность, жаростойкость, электропроводность, магнитопроводность и пр. в практике машиностроения легированные стали находят большое применение. Чтобы правильно использовать легированные стали, надо придерживаться правила, по которому применение легированных сталей допустимо лишь в том случае, когда в рабочем сечении детали необходимо получить структуру закаленной стали, т.е. чтобы в структуре не было феррита, слабой структурой составляющей, так как в феррите может образоваться трещина при сосредоточенной или знакопеременной нагрузке, что приведет к преждевременной усталостной поломке детали. Известно, что углеродистая сталь марки 45 обладает прокаливаемостью лишь в сечении 25 мм, поэтому во всех случаях, когда рабочее сечение детали более 25 мм, деталь следует изготавливать из легированной стали и подвергать термической обработке.

Углеродистая сталь с содержанием более 0,5% углерода для изготовления деталей машин не применяется, вследствие склонности и хрупкости в закаленном состоянии. Для повышения вязкости углеродистой стали ее легируют различными элементами, которые повышают удлинение, сжатие, ударную вязкость и усталостную прочность, т.е. повышают конструктивную

прочность детали в условиях работы. Легирующие элементы, например титан, молибден, ванадий, влияют не только на прокаливаемость, но и на зернистость стали. Присадка этих легирующих элементов измельчает зерно и повышает вязкость стали. Введение 0,06% титана в углеродистую сталь марки 25 повышает штампуемость стали, и при весьма глубокой вытяжке в изгибах деталей не получается не только трещин, но и «сединок» (рис. 38).

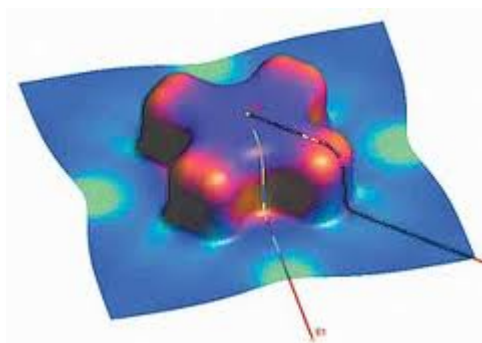


Рис. 38. Пример глубокой штампуемости сталей

Некоторые конструкционные легированные стали обладают малой чувствительностью к концентраторам напряжений, что определяется испытанием на хладноломкость при минусовых температурах. Чем ниже температура, при которой получают одинаковые значения ударной вязкости, тем менее чувствительна сталь к концентраторам напряжения. Совокупность различных показателей качества стали говорит о том, что одна прочность не определяет надежности работы деталей, изготовленных из этой стали. Тем более, что детали из легированных конструкционных сталей обязательно подвергаются термической обработке, в результате чего приобретают необходимые свойства.

К числу наиболее распространенных легирующих элементов, вводимых в сталь, относятся: марганец, кремний, хром, никель, молибден, вольфрам, титан, ванадий, бор, а также так называемые редкоземельные элементы – цирконий, церий, лантан, ниобий и др. Легирующие элементы либо растворяются в основных фазах, (феррите, аустените, цементите), либо образуют специальные карбиды. Весьма важно знать, как влияют легирующие элементы на феррит. Из всех легирующих элементов лишь никель достаточно упрочняет феррит и не снижает его вязкости. Молибден, вольфрам, марганец и кремний снижают

вязкость и слабо упрочняют феррит. Хром менее снижает вязкость, чем все эти элементы, но также слабо упрочняет феррит. Большинство легирующих элементов образуют карбиды в стали. Исключение представляют никель и кобальт. Все элементы, кроме бора и марганца, способствуют уменьшению склонности стали к росту зерна. Никель, медь и кремний слабо влияют на рост зерен, а титан, молибден, вольфрам, ванадий способствуют измельчению зерен.

Конструкционные легированные стали подразделяются на две основные группы: цементуемые и улучшаемые. Кроме этого, имеются специальные стали, например пружинно-рессорные, автоматные и др. По структуре, которую стали приобретают после охлаждения на воздухе, они подразделяются на классы: перлитный, мартенситный, аустенитный. Эти классы характеризуются количественным содержанием легирующих элементов: перлитный – малолегированные стали, мартенситный – среднелегированные стали и аустенитный – высоколегированные стали. В зависимости от входящих в сталь легирующих элементов стали называются хромистыми, хромоникелевыми, хромоникельмолибденовыми и т.д. Выделяются стали с особыми физическими свойствами. К ним относятся стали: нержавеющие, жаропрочные, теплостойкие, износостойкие, стали с магнитными и электрическими свойствами.

Для изготовления цементуемых деталей применяют легированные стали с содержанием от 0,1 до 0,4% углерода. Количество марок цементуемых легированных сталей весьма велико, из них следует выделить лишь наиболее распространенные: хромистые – 15Х и 35Х, хромоникелевые – 12Х2Н4А и 12ХН3; хромоникельмолибденовые – 18ХНМА; хромомарганцовотитановые – 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ; хромомарганцовомолибденовые – 25ХГМ; никельхромомолибденовые – 25ХНМ; хромомарганцовобористые – 20ХГР. Каждая из сталей этих марок обладает специфическими свойствами. Например, хромоникелевые стали обладают меньшей чувствительностью к концентраторам напряжений, поэтому могут применяться для изготовления деталей, работающих при минусовых температурах, сталь 25ХГМ обладает

высокой закаливаемостью и прокаливаемостью, сталь 25ХГТ обладает минимальной склонностью к деформации. Применение легированных сталей связано с наличием специального печного оборудования, поэтому технологический процесс термической обработки деталей из легированных сталей представляет большую сложность и не может быть рекомендован как универсальный. В каждом отдельном случае должны быть учтены условия эксплуатации деталей.

Улучшаемые легированные стали не отличаются от цементуемых по содержанию легирующих элементов. Они отличаются лишь более высоким содержанием углерода – от 0,30 до 0,55%. В настоящее время стремятся к сокращению легирования стали. Минимум легированности должен быть связан с прокаливаемостью в рабочем сечении детали.

К числу специальных легированных сталей относятся: пружинные, шарикоподшипниковые и стали с особыми физическими свойствами. Пружинные стали имеют две основные группы: марганцовистые стали (65Г, 50Г) и кремнемарганцовистые (50С2, 60С2, 55СГ, 60СГ). Особую группу составляют пружинные стали, легированные хромом и ванадием (50ХФА, 50ХГФА, 60С2ХА). Эти стали имеют высокий предел текучести, что достигается отпуском при температуре 300 – 400 °С после закалки. Стали, легированные хромом и ванадием, имеют мелкозернистое строение и требуемую прокаливаемость, что обеспечивает получение весьма высоких упругих свойств при высокой ударной вязкости и пластичности стали.

Шарикоподшипниковая сталь. Шарикоподшипниковая сталь – это высокоуглеродистая сталь, содержащая хром. Наиболее употребительны марки ШХ9 и ШХ15. Применение стали этих марок зависит от размера подшипников: для подшипников малого размера более подходит сталь ШХ9, обладающая меньшей прокаливаемостью, чем сталь ШХ15. Шарикоподшипниковая сталь должна обладать высокой степенью чистоты (не иметь загрязнений шлаками и газами). Для изготовления прецизионных подшипников, работающих в особо

тяжелых условиях, применяются стали вакуумированные и рафинированные синтетическим шлаком.

Жаропрочные и жаростойкие стали. Жаропрочные стали должны работать определенное время при высоких температурах, в то же время они должны быть жаростойкими, т.е. не окисляться при температурах более 500 °С. Жаропрочность есть свойство стали противостоять нагрузкам при высоких температурах. Существует термин, определяющий качество жаропрочной стали, длительная прочность – это напряжение, вызывающее разрушение при данной температуре за данный отрезок времени. Жаропрочные стали с течением времени при одной и той же нагрузке деформируются. Это явление называется ползучестью. Ползучесть объясняется разупрочнением сплава под воздействием температуры, несмотря на наличие пластической деформации, вызывающей искажение кристаллической решетки и вследствие этого упрочнение стали. Установлено, что явление ползучести наступает при температуре выше температуры рекристаллизации, поэтому для данной рабочей температуры необходимо применять такую сталь, у которой температура рекристаллизации выше рабочей температуры. Известно, что температура рекристаллизации тем выше, чем выше температура плавления стали, поэтому для практических целей рекомендуется брать сплав, у которого температура рекристаллизации (равная 0,7 – 0,8 $T_{пл}$ от температуры плавления) находится выше рабочей температуры. Так, алюминиевые сплавы могут применяться до 250 °С (температура плавления алюминия 657 °С), сплавы на основе молибдена до 1400 °С (температура плавления молибдена 2600 °С) и т.д.

Жаропрочные стали подразделяются на перлитные, мартенситные и аустенитные. Перлитные и мартенситные стали применяются в котлостроении для изготовления паропроводов – деталей, которые длительное время подвергаются воздействию температуры 500 – 550 °С.

Перлитные стали содержат около 1% хрома, а мартенситные – от 2 до 5%. Имеется группа феррито-мартенситных сталей, содержащих до 12% хрома.

Кроме хрома, в сталь вводятся еще молибден, вольфрам и ванадий. Стали эти малоуглеродистые. Большинство деталей из этих сталей можно сваривать.

Аустенитные жаропрочные стали применяются при температуре от 500 до 700 °С. Они содержат хром, никель и другие элементы. Стали подразделяются на две группы: упрочняемые и неупрочняемые термической обработкой. Содержание хрома и никеля в них колеблется от 12 до 25%. Термическая обработка состоит в нагреве под закалку до 1050 – 1100 °С, охлаждении в воде и отпуске при 750 °С. К числу жаропрочных относятся стали, применяемые в турбиностроении и реактивных двигателях, работающих при 700 – 900 °С. Они носят название нихромов и нимоников. Основой их является никель и хром (по 15 – 20% каждого), вводится также титан и алюминий (до 2% каждого). Нимоники подвергаются закалке при 1050 – 1150 °С и отпуску при 700 – 750 °С в течении 10 – 16 ч.

В состав жаростойких сталей также входят хром, алюминий и кремний, поскольку они влияют на жаростойкость. В процессе окисления эти элементы образуют плотные пленки окислов, сквозь которые диффузия кислорода воздуха затруднена. Образующая пленка предохраняет сталь от глубокого окисления, т.е. от образования окалины. Чем выше рабочая температура, тем больше должно быть легирующих элементов. Так, при 900 °С достаточно иметь в стали 10% хрома, а при 1100 °С не менее 20%.

Нержавеющие стали. Под воздействием внешней среды металлы подвергаются разрушению – коррозии. Для защиты от коррозии в сталь вводят хром и никель. Хрома вводят не менее 12%. Существуют три марки стали с 13, 17 и 28% хрома. В две последние вводят титан и никель. Более коррозионностойкой является сталь с 18% хрома и 10% никеля. Она подвергается закалке при нагреве до 1150 °С, что придает ей большую стойкость против коррозии вследствие растворения карбидов и получения аустенитной структуры. Эти стали поддаются прокатке, штамповке, волочению и хорошо свариваются. Они устойчивы против воздействия азотной кислоты, растворов щелочей и хлористых солей, морской и пресной воды, перегретого

пара и применяются в химической, пищевой, нефтяной промышленности и в авиации. После обжата, прокатки, волочения прочность их повышается до 100 кГ/мм², что объясняется переходом аустенита в мартенсит под влиянием наклепа.

Содержание углерода в этих сталях не должно превышать 0,06%. При большем количестве углерода при нагреве или при работе при высоких температурах углерод выделяется из твердого раствора и образуются хромистые карбиды, располагающиеся по границам зерен и вызывающие межкристаллитную коррозию. Все это приводит к охрупчиванию сталей. Одной из действенных мер против межкристаллитной коррозии является легирование стали титаном, который связывает углерод и тем самым препятствует выделению хромистых карбидов. Сталь X18H9T благодаря этому находит применение для изготовления деталей, подвергающихся сварке и работающих при высоких температурах.

Износостойкие стали. Существует две группы износостойких сталей: графитизирующиеся и высокомарганцовистые. Графитизирующиеся стали содержат высокий процент углерода и кремния, под воздействием которого цементит распадается в выделение углерода – графита. Графит на поверхности деталей служит как бы смазкой, благодаря чему сталь приобретает износостойкость. Высокомарганцовистые стали содержат около 1% углерода и 13% марганца. Сталь марки Г13 носит название стали Гадфильда. Эта сталь трудно обрабатывается резанием, поскольку она принадлежит к аустенитному классу. Детали из нее изготавливаются отливкой. Сталь склонна к наклепу, но количество образующегося мартенсита в ней не превышает 1,5%, что не вызывает хрупкости и сохраняет износостойкость, поэтому сталь Гадфильда применяется для изготовления деталей, работающих в условиях ударных нагрузок и износа одновременно.

Стали высокого электросопротивления. Эти стали содержат до 28% хрома и 6% алюминия. Они применяются для изготовления реостатов. К этой же группе относятся стали марок X15H60 и X20H80, содержащие от 55% до

78% никеля при 0,15% углерода. Стали высокого электросопротивления отличаются хрупкостью, высокой электропроводностью и жаростойкостью и применяются для изготовления нагревательных приборов.

Магнитные стали. Магнитные стали делятся на две группы: магнитомягкие и магнитотвердые. Первые применяются для сердечников трансформаторов, электродвигателей и генераторов, а вторые – для постоянных магнитов. Постоянные твердые магниты изготавливаются из стали закаленной, обладающей большой магнитной энергией, высокой коэрцитивной силой и высокой остаточной магнитной индукцией. Сталь марки ЕХЗ содержит около 1% углерода и 3 – 3,3% хрома. Магнитомягкие стали обладают малой коэрцитивной силой и высокой магнитной проницаемостью. По существу это должно быть чистое железо, так как углерод даже в самых незначительных количествах вредно влияет на магнитную проницаемость. Существуют марки Э, ЭА, ЭАА низкоуглеродистой электротехнической стали, которую применяют для телефонов, реле, сердечников полюсов электромагнитов. Для трансформаторов и электромашин применяется тонколистовая кремнистая сталь, обладающая высоким электросопротивлением. Содержание кремния в электротехнической стали находится в пределах от 0,8 до 4,8% (чем выше содержание кремния, тем меньше потери на вихревые токи).

Немагнитные стали. Немагнитная сталь Н25 имеет аустенитную структуру и содержит около 25% никеля. Другая немагнитная сталь (Н9Г9) содержит 8 – 9,5% никеля и 1 – 8% марганца.

Маркировка легированных конструкционных сталей. Система маркировки легированных конструкционных сталей состоит из цифр и букв. Две первых цифры обозначают среднее содержание углерода в сотых долях процента. Буквы обозначают элементы, входящие в состав стали: Х – хром, Н – никель, С – кремний, Г – марганец, М – молибден, В – вольфрам и др. Цифры, стоящие за буквами, обозначают средний процент содержания данного легирующего элемента. Например, 12Х2Н4А означает: сталь хромоникелевая,

содержащая в среднем 0,12% углерода, 2% хрома и 4% никеля; 60С2 – сталь кремнистая с средним содержанием углерода 0,60% и кремния 2%.

4.5. Чугуны

Сплав железа с углеродом, содержащий более 2% углерода, называется чугуном. Чугуны обладают большим диапазоном прочности, что позволяет широко применять их в машиностроении и заменять стальные отливки. На рис. 39 изображена часть диаграммы железо–углерод, относящаяся к области чугунов.

Различают белый, ковкий, серый, модифицированный и высокопрочный чугуны. Эти названия связаны с видом углерода – графита, наблюдаемого на микрошлифе. В белом чугуне весь углерод находится в связанном состоянии в виде карбида железа Fe_3C – цементита, придающего чугуну в изломе блестящий белый вид. На рис. 40 изображена микроструктура белого чугуна. В ковком чугуне углерод присутствует в виде углерода отжига – хлопьевидного графита (рис. 41). В изломе наблюдается черная окраска от присутствия графита.

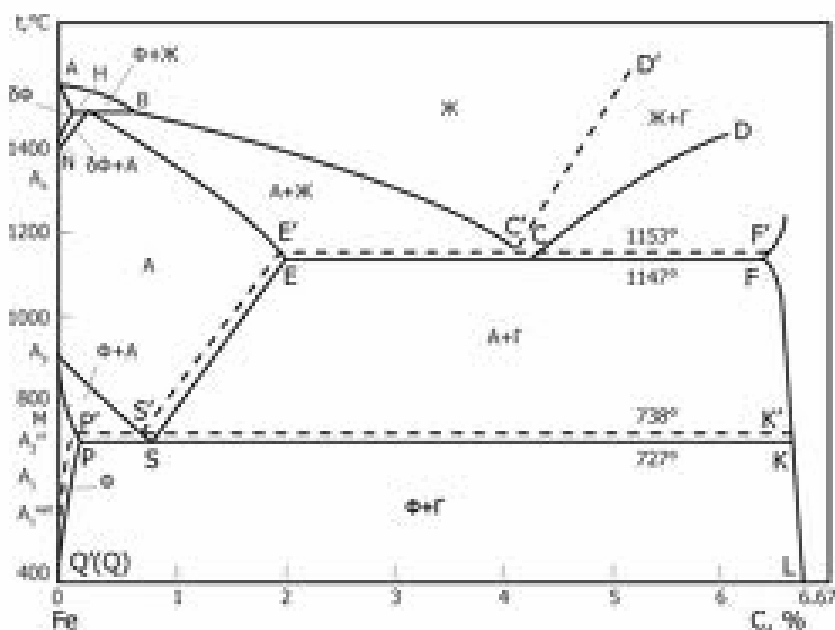


Рис. 39. Часть диаграммы железо–углерод. Штриховые линии – графитная система, сплошные – цементитная

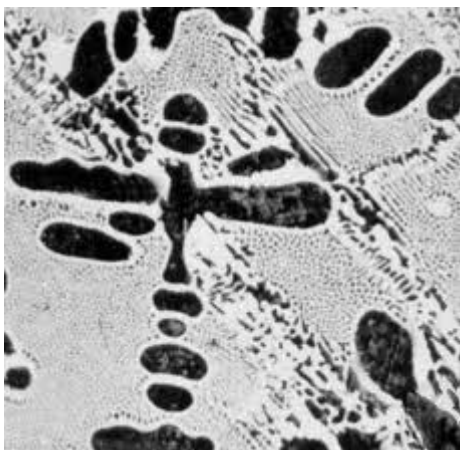


Рис. 40. Микроструктура белого чугуна

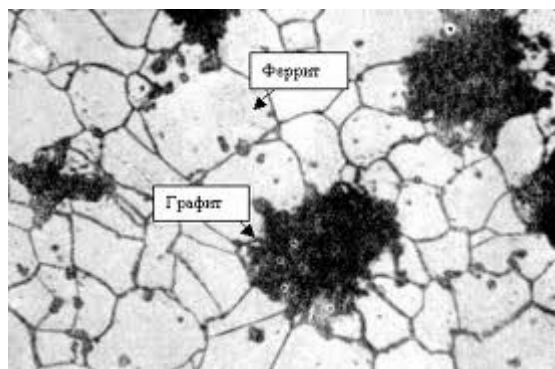


Рис. 41. Углерод отжига – хлопьевидный графит

В сером чугуне присутствует пластинчатый графит (рис. 42), в модифицированном чугуне – шаровидный графит (рис. 43). Кроме графита, в чугуне содержится кремний, марганец, сера, фосфор. Кремний является графитообразующим элементом, поэтому в чугуне он играет большую роль. Содержание кремния в чугуне колеблется от 0,5 до 4,5%. Марганец влияет на процесс отбела (образования цементита) в чугунах. Для нормального хода графитизации марганца не должно быть более 0,6%, в противном случае надо увеличивать содержание кремния. Сера не должно быть более 0,15%, так как она способствует отбелу. Фосфор в небольших количествах (не более 0,5%) полезен, поскольку увеличивает жидкотекучесть чугуна. Он образует с железом фосфидную эвтектику, обладающую высокой твердостью и состоящую из феррита, цементита и фосфида железа. При содержании в чугуне около 1% фосфора фосфидная эвтектика занимает в структуре до 10% площади микрошлифа.

Белый чугун отличается высокой твердостью, не поддается обработке резанием и поэтому детали из него изготавливаются только отливкой и обрабатываются абразивами. Белый чугун получают либо непосредственно плавкой в вагранке, либо с дополнительным нагревом и жидким состоянием в электропечи (дуплекс–процесс). В ваграночном чугуне содержится около 3% углерода, так как металл непосредственно соприкасается с топливом в процессе плавки. Ваграночный чугун после графитизирующего отжига имеет невысокие

механические свойства. Чугун, полученный дуплекс–процессом, содержит 1,75 – 2,3% углерода в результате выгорания его в электропечи.

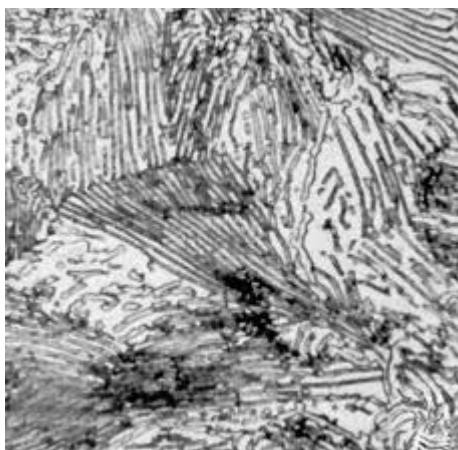


Рис. 42. Пластинчатый графит

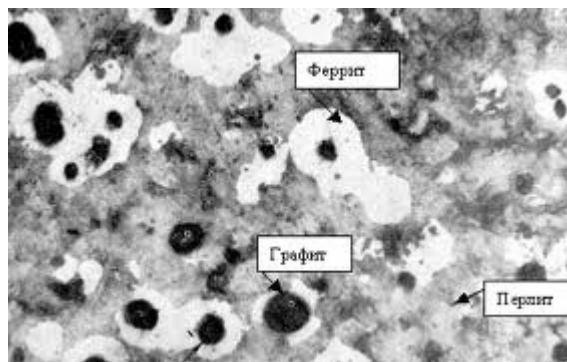


Рис. 43. Шаровидный графит

Ковкий чугун. В результате графитизации белого чугуна получается ковкий чугун. Частично графит выделяется и в жидком чугуне. В этом случае происходит графитизация согласно диаграмме графитной системы.

Графитизирующий отжиг производится по различным графикам и режимам в зависимости от требований к качеству и структуре чугуна. Наиболее распространен ступенчатый отжиг, в результате которого получается ферритная структура с включениями до 5 – 10% перлита. Такой чугун имеет предел прочности около 35 кГ/мм² при удлинении около 10%. Процесс отжига производится в две стадии. Диаграмма его ведения приведена на рис. 44. Первая стадия заключается в распаде цементита и производится при температуре около 970 °С. В течение 10 – 15 ч при этой температуре происходит диффузия углерода к центрам графитизации. После окончания распада цементата температуру снижают до 700 °С, по возможности быстро, затем повышают до 740 °С. При этом происходит вторая стадия отжига – распад цементита перлита и диффузия углерода. Вторая стадия длится около 30 – 40 ч, затем отливки охлаждают на воздухе.

Структура ферритного ковкого чугуна состоит из феррита, углерода отжига и небольшого количества перлита. Для получения перлитного чугуна вторая стадия отжига ведется при 650 – 680 °С и длится 5 – 6 ч с целью сфероидизации перлита. Сфероидизированный чугун более вязок.

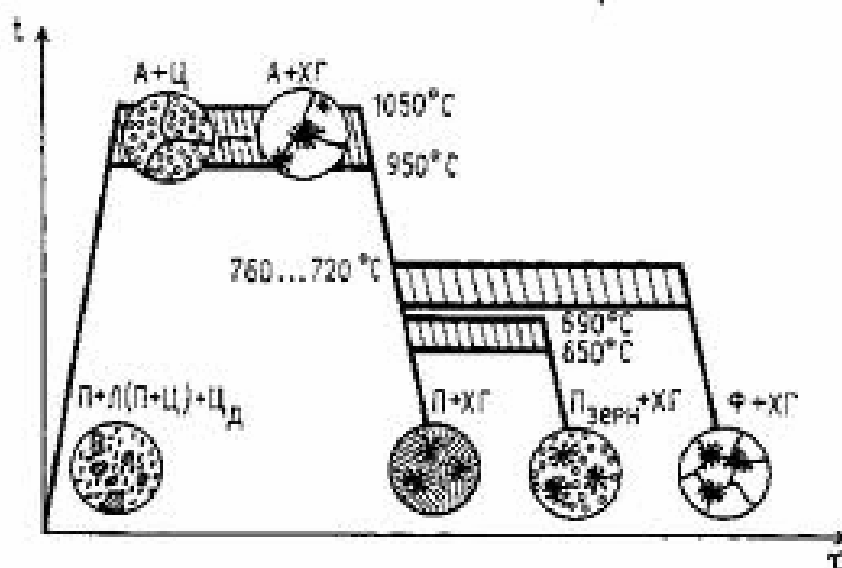


Рис. 44. Диаграмма отжига белого чугуна

Для ускорения отжига в белом чугуне создают дополнительные центры графитизации путем предварительной закалки отливок (дисперсионный метод) или модифицирования чугуна в ковше бором (0,003%), висмутом (0,025%), алюминием (0,01%) и другими элементами. При дисперсионном способе отливки, предварительно очищенные от приливов, литников и стояков, нагревают до 900 °С и охлаждают в масле. Первая стадия отжига закаленного чугуна сокращается до 4 – 5 ч при толщине стенки около 10 – 15 мм, вторая стадия сокращается до 8 – 10 ч. Общая длительность отжига около 15 – 18 ч. Отжиг отливок из белого чугуна производится в камерных или проходных печах. Отжиг в проходных печах в два раза быстрее, чем в камерных за счет исключения времени на прогрев ящиков, в которые загружают отливки.

Серый чугун. Излом серого чугуна серого цвета. Серый чугун бывает нескольких видов: перлитный, феррито-перлитный, ферритный. Серый чугун весьма широко применяется в машиностроении для отливки сложных деталей. Отличительной особенностью его является малая чувствительность к надрезам и высокая усталостная прочность, так как графитные включения быстро гасят колебания за счет высокого внутреннего трения. Серый чугун легко обрабатывается резанием.

Высокопрочный модифицированный чугун. Такой чугун является модификацией серого чугуна. Присадка модификаторов вызывает образование

большого количества центров графитизации, благодаря чему модифицированный чугун имеет мелкозернистую структуру и обладает повышенной вязкостью. Модифицировать чугун с шаровидным графитом модифицируют магнием, который вводят в виде лигатуры, состоящей из ферросилиция, меди и никеля. Магний сильно выгорает, и из 0,4 – 0,6% магния в момент присадки в застывшем чугуне остается 0,04 – 0,06%.

Термическая обработка чугунных отливок. Чугунные отливки подвергают такой же термической обработке, какой и стальные, за исключением цементации, то есть: отжигу, нормализации, закалке, отпуску, азотированию, цианированию, борированию и т.д. Отливки из серого и ковкого чугуна часто подвергают нагреву токами высокой частоты для местной закалки. Обычно чугун предварительно подогревают до температуры 800 – 900 °С, чтобы сократить время нагрева его при температуре около 1100 °С. Нагрев под закалку производится вслед за подогревом.

Для устранения отбела отливки из серого чугуна подвергают нормализации или отжигу. Для стабилизации размеров отливки нагревают до температуры 500 – 550 °С и медленно охлаждают с печью. В результате термической обработки механические свойства чугуна значительно повышаются. Для получения ферритного высокопрочного чугуна отливки выдерживают при температуре 700 °С в течение 1 – 5 ч (в зависимости от сечения). Для получения глобулярных включений графита отливки нагревают до температуры 925 °С, выдерживают в течение 1 – 5 ч, охлаждают до 700 °С со скоростью 25 – 50 град/ч и выдерживают при этой температуре в течение 3 – 5 ч. Основа структура такого чугуна – феррит.

Для получения перлитного чугуна отливки нагревают до 900 °С, выдерживают при этой температуре для выравнивания температуры по всему сечению отливки и охлаждают на воздухе, а затем длительное время отпускают при температуре 600 – 650 °С. Для повышения прочности глобулярного чугуна рекомендуется подвергать отливки изотермической закалке. Нагрев под закалку производится при температуре 870 – 900 °С.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Надежность работы деталей – это гарантия безаварийной работы машин в определенных условиях и при определенной нагрузке. Повышение эксплуатационных нагрузок заставляет увеличивать прочность металлов и сплавов и совершенствовать технологию. В последнее время появились мартенситные стареющие стали, отличающиеся высокой прочностью и коррозионной стойкостью. Различают несколько видов прочности: статическая, контактная, ударная, циклическая, конструктивная, удельная и длительная. Статическая прочность – прочность, которой обладает сплав при медленном или быстром растяжении, сжатии, кручении, изгибе. На практике разрушение деталей происходит в результате одновременного действия отрыва и сдвига. Ударная вязкость характеризуется работой для разрушения образца и помогает выявить чувствительность металла и концентраторам напряжений. Циклическая или усталостная прочность определяется по пределу усталости, при котором металл выдерживает определенное число циклов изменений напряжений без разрушения. Конструктивная прочность обеспечивает надежность работы конструкции и не соответствует статической прочности металла. Удельная прочность – отношение предела прочности к удельному весу металла. Длительная прочность – напряжение, вызывающее разрушение за данный отрезок времени. Этот показатель используется для характеристики жаропрочных сталей.

До настоящего времени важной проблемой является валидация и верификация природы прочности. Прочность характеризуется межатомной связью, а также искажением решетки вследствие наличия в ней различных дефектов, препятствующих свободному перемещению атомов. Кроме того, на прочность влияет мелкозернистое строение стали, обладающей большей протяженностью границ, упрочненных субмикроскопическими включениями карбидов или нитридов. В результате применения сталей высокого качества и совершенных процессов термической обработки можно повысить конструктивную прочность стали, т.е. повысить надежность работы деталей.

Список литературы

1. Солнцев Ю.п., Пряхин Е.И., Войткун Ф. Материаловедение. - М.: 1999, 477 с.
2. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1993, 447 с.
3. Косевич А. М., Дислокации в теории упругости, К., 1978;
4. А. Д. Асонов / Основы металловедения и термической обработки / Изд. «Машиностроение» – М.: 1967. – 87 с.
5. Бочвар А. А., Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа. — М.-Л., 1935.
6. Григорович В.К. Электронное строение и термодинамика сплавов железа / В.К. Григорович. – М.: «Наука», 1970.-
7. Бокштейн С. З. / Диффузия и структура металлов / С. З. Бокштейн // М. : Металлургия, –1973. –206 с.
8. Ефимов В.А. Стальной слиток (разливка стали и формирование слитка). Под редакцией акад. АН УССР Доброхотова Н.Н., Москва 1961.- 278 с.
9. Разливка стали. Под общ. ред. В.И. Баптизманского. Киев-Донецк, издательское объединение "Вища школа", Головное изд-во, 1977.- 171 с.